

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2001-338808
 (43)Date of publication of application : 07.12.2001

(51)Int.CI. H01F 1/153
 C22C 45/02
 H03F 1/32
 H03F 3/217
 H03H 7/075

(21)Application number : 2001-079544 (71)Applicant : ALPS ELECTRIC CO LTD
 (22)Date of filing : 19.03.2001 (72)Inventor : NAITO YUTAKA
 MIZUSHIMA TAKAO
 YOSHIDA SHOJI

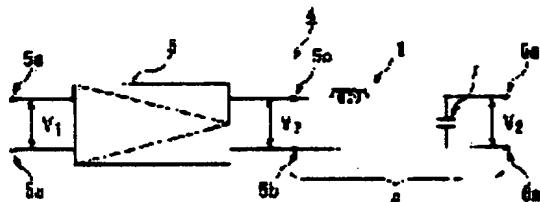
(30)Priority
 Priority number : 2000079056 Priority date : 21.03.2000 Priority country : JP

(54) FILTER AND AMPLIFIER

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a filter having small loss and the small distortion of a wave form and an amplifier with the filter.

SOLUTION: The filter 6 has a capacitor 7 and an inductor 1 composed of a coil wound on a magnetic core, and the filter 6 in which a dust core, in which the powder of a metallic glass alloy consisting of a texture, in which the temperature interval ΔT_x of a supercooled liquid shown in the formula of $\Delta T_x = T_x - T_g$ (where T_x represents a crystallization starting temperature and T_g a glass transition temperature) is 20K or higher and amorphous phase is used as main phase, and an insulating material are mixed and molded, is used as the magnetic core is adopted.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 28.04.2004

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of

R1

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号
特開2001-338808
(P2001-338808A)

(43)公開日 平成13年12月7日 (2001.12.7)

(51) Int.Cl.
 H 01 F 1/153
 C 22 C 45/02
 H 03 F 1/32
 3/217
 H 03 H 7/075

識別記号

F I
 C 22 C 45/02
 H 03 F 1/32
 3/217
 H 03 H 7/075
 H 01 F 1/14

テマコード(参考)

A

A

C

審査請求 未請求 請求項の数21 O.L (全27頁)

(21)出願番号 特願2001-79544(P2001-79544)
 (22)出願日 平成13年3月19日 (2001.3.19)
 (31)優先権主張番号 特願2000-79056(P2000-79056)
 (32)優先日 平成12年3月21日 (2000.3.21)
 (33)優先権主張国 日本 (JP)

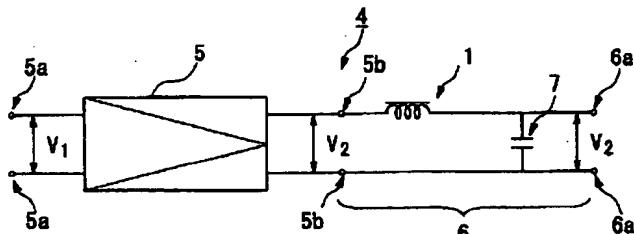
(71)出願人 000010098
 アルプス電気株式会社
 東京都大田区雪谷大塚町1番7号
 (72)発明者 内藤 豊
 東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内
 (72)発明者 水嶋 隆夫
 東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内
 (72)発明者 吉田 昌二
 東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内
 (74)代理人 100064908
 弁理士 志賀 正武 (外6名)

(54)【発明の名称】 フィルタ及び増幅装置

(57)【要約】

【課題】 損失が小さく、波形の歪みが小さなフィルタおよびこのフィルタを備えた増幅装置を提供する。

【解決手段】 コンデンサ7と、磁心に巻回されたコイルからなるインダクタ1を備えており、磁心は、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。) の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が 20 K 以上であって非晶質相を主相とする組織からなる金属ガラス合金の粉末と、絶縁材とが混合され、成形されてなる圧粉磁心であることを特徴とするフィルタ6を採用する。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 コンデンサと、磁心に巻回されたコイルからなるインダクタとを具備してなるフィルタであり、前記磁心は、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。) の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が20K以上であって非晶質相を主相とする組織からなる金属ガラス合金の粉末と、絶縁材とが混合され、成形されてなる圧粉磁心であることを特徴とするフィルタ。

【請求項2】 200A/mの磁界における振幅透磁率を基準としたときの2000A/mの磁界における前記磁心の振幅透磁率の変化率が±10%以内であり、かつ前記磁心の100kHzにおける透磁率が50以上200以下であることを特徴とする請求項1に記載のフィルタ。

【請求項3】 前記フィルタがローパスフィルタであることを特徴とする請求項1または請求項2に記載のフィルタ。

【請求項4】 前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成で表されることを特徴とする請求項1ないし請求項3のいずれかに記載のフィルタ。

Ai : 1~10原子%

Ga : 0.5~4原子%

P : 15原子%以下

C : 7原子%以下

B : 2~10原子%

Si : 15原子%以下

Fe : 残部

【請求項5】 前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成で表されることを特徴とする請求項1ないし請求項3のいずれかに記載のフィルタ。ただし、元素LはTi、Zr、Hf、Nb、Taのうちの一種以上の元素であり、元素MはV、Cr、Mo、Wのうちの一種以上の元素であり、元素EはPd、Pt、Auのうちの一種以上の元素である。

Ai : 1~10原子%

Ga : 0.5~4原子%

P : 15原子%以下

C : 7原子%以下

B : 2~10原子%

Si : 15原子%以下

元素L : 0~4原子%

元素M : 0~8原子%

元素E : 0~8原子%

Fe : 残部

【請求項6】 前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成式で表されることを特徴とする請求項1ないし請求項3のいずれかに記載のフィルタ。

(Fe1-a1Ta1)100-x1-v1-z1-w1Ga x1(P1-b1Si b1)
v1Cz1Bw1

ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、組成比を示すa1、b1、x1、v1、z1、w1は、 $0 \leq a1 \leq 0.15$ 、 $0 < b1 \leq 0.8$ 、 $x1 \leq 20$ 原子%、 $v1 \leq 22$ 原子%、 0 原子% $\leq z1 \leq 10$ 原子%、 1 原子% $\leq w1 \leq 20$ 原子%である。

【請求項7】 前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成式で表されることを特徴とする請求項1ないし請求項3のいずれかに記載のフィルタ。

(Fe1-a1Ta1)100-x1-v1-z1-w1Ga x1(P1-b1Si b1)
v1Cz1Bw1Ld1Me1Ef1

ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、LはTi、Zr、Hf、Nb、Taのうちの一種以上の元素であり、MはV、Cr、Mo、Wのうちの一種以上の元素であり、EはPd、Pt、Auのうちの一種以上の元素であり、組成比を示すa1、b1、d1、e1、f1、x1、v1、z1、w1は、 $0 \leq a1 \leq 0.15$ 、 $0 < b1 \leq 0.8$ 、 0 原子% $\leq d1 \leq 4$ 原子%、 0 原子% $\leq e1 \leq 8$ 原子%、 0 原子% $\leq f1 \leq 8$ 原子%、 $x1 \leq 20$ 原子%、 $v1 \leq 22$ 原子%、 0 原子% $\leq z1 \leq 10$ 原子%、 1 原子% $\leq w1 \leq 20$ 原子%である。

【請求項8】 前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成式で表されることを特徴とする請求項1ないし請求項3のいずれかに記載のフィルタ。

(Fe1-a2Ta2)100-x2-v2-z2-w2Al x2(P1-b2Si b2)
v2Cz2Bw2

ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、組成比を示すa2、b2、x2、v2、z2、w2は、 $0 \leq a2 \leq 0.15$ 、 $0 < b2 \leq 0.8$ 、 0 原子% $< x2 \leq 20$ 原子%、 0 原子% $< v2 \leq 22$ 原子%、 0 原子% $< z2 \leq 12$ 原子%、 0 原子% $< w2 \leq 16$ 原子%である。

【請求項9】 前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成式で表されることを特徴とする請求項1ないし請求項3のいずれかに記載のフィルタ。

(Fe1-a2Ta2)100-x2-v2-z2-w2Al x2(P1-b2Si b2)
v2Cz2Bw2Ld2Me2Ef2

ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、LはTi、Zr、Hf、Nb、Taのうちの一種以上の元素であり、MはV、Cr、Mo、Wのうちの一種以上の元素であり、EはPd、Pt、Auのうちの一種以上の元素であり、組成比を示すa2、b2、d2、e2、f2、x2、v2、z2、w2は、 $0 \leq a2 \leq 0.15$ 、 $0 < b2 \leq 0.8$ 、 0 原子% $\leq d2 \leq 4$ 原子%、 0 原子% $\leq e2 \leq 8$ 原子%、 0 原子% $\leq f2 \leq 8$ 原子%、 0 原子% $< x2 \leq 20$ 原子%、 0 原子% $< v2 \leq 22$ 原子%、 0 原子% $< z2 \leq 12$ 原子%、 0 原子% $< w2 \leq 16$ 原子%である。

【請求項10】 前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成式で表されることを特徴とする請求項1ないし請求項3のいずれかに記載のフィルタ。

(Fe1-a3-b3Co a3Ni b3)100-x3-y3Mx3By3

但し、組成比を示す a_3 、 b_3 、 x_3 、 y_3 は、 $0 \leq a_3 \leq 0.29$ 、 $0 \leq b_3 \leq 0.43$ 、 $5 \text{ 原子\%} \leq x_3 \leq 20 \text{ 原子\%}$ 、 $10 \text{ 原子\%} \leq y_3 \leq 22 \text{ 原子\%}$ であり、 M は Zr、Nb、Ta、Hf、Mo、Ti、V、Cr、W のうちの 1 種又は 2 種以上からなる元素である。

【請求項 11】 パルス電流を出力する増幅器と、該増幅器の出力側に接続されて前記パルス電流を平滑化するフィルタとからなり、

前記フィルタは、コンデンサと、磁心に巻回されたコイルからなるインダクタとを具備してなり、

前記磁心は、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。) の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が 20 K 以上であって非晶質相を主相とする組織からなる金属ガラス合金の粉末と、絶縁材とが混合され、成形されてなる圧粉磁心であることを特徴とする増幅装置。

【請求項 12】 200 A/m の磁界における振幅透磁率を基準としたときの 2000 A/m の磁界における前記磁心の振幅透磁率の変化率が $\pm 10\%$ 以内であり、かつ前記磁心の 100 kHz における透磁率が 50 以上 200 以下であることを特徴とする請求項 11 に記載の増幅装置。

【請求項 13】 前記フィルタがローパスフィルタであることを特徴とする請求項 11 または請求項 12 に記載の増幅装置。

【請求項 14】 前記増幅器がパルス幅変調増幅器であることを特徴とする請求項 11 ないし請求項 13 にいずれかに記載の増幅装置。

【請求項 15】 前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成で表されることを特徴とする請求項 11 ないし請求項 14 のいずれかに記載の増幅装置。

A1 : $1 \sim 10 \text{ 原子\%}$

Ga : $0.5 \sim 4 \text{ 原子\%}$

P : $15 \text{ 原子\%} \text{ 以下}$

C : $7 \text{ 原子\%} \text{ 以下}$

B : $2 \sim 10 \text{ 原子\%}$

Si : $15 \text{ 原子\%} \text{ 以下}$

Fe : 残部

【請求項 16】 前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成で表されることを特徴とする請求項 11 ないし請求項 14 のいずれかに記載の増幅装置。ただし、元素 L は Ti、Zr、Hf、Nb、Ta のうちの一種以上の元素であり、元素 M は V、Cr、Mo、W のうちの一種以上の元素であり、元素 E は Pd、Pt、Au のうちの一種以上の元素である。

A1 : $1 \sim 10 \text{ 原子\%}$

Ga : $0.5 \sim 4 \text{ 原子\%}$

P : $15 \text{ 原子\%} \text{ 以下}$

C : $7 \text{ 原子\%} \text{ 以下}$

B : $2 \sim 10 \text{ 原子\%}$

Si : $15 \text{ 原子\%} \text{ 以下}$

元素 L : $0 \sim 4 \text{ 原子\%}$

元素 M : $0 \sim 8 \text{ 原子\%}$

元素 E : $0 \sim 8 \text{ 原子\%}$

Fe : 残部

【請求項 17】 前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成式で表されることを特徴とする請求項 11 ないし請求項 14 のいずれかに記載の増幅装置。

(Fe_{1-a1}Ta_{a1})_{100-x1-v1-z1-w1}G_ax₁(P_{1-b1}S_ib₁)

v₁C_{z1}B_{w1}

ただし T は Co、Ni のいずれか一方または両方であり、組成比を示す a_1 、 b_1 、 x_1 、 v_1 、 z_1 、 w_1 は、 $0 \leq a_1 \leq 0.15$ 、 $0 < b_1 \leq 0.8$ 、 $x_1 \leq 20 \text{ 原子\%}$ 、 $v_1 \leq 22 \text{ 原子\%}$ 、 $0 \text{ 原子\%} \leq z_1 \leq 10 \text{ 原子\%}$ 、 $1 \text{ 原子\%} \leq w_1 \leq 20 \text{ 原子\%}$ である。

【請求項 18】 前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成式で表されることを特徴とする請求項 11 ないし請求項 14 のいずれかに記載の増幅装置。

(Fe_{1-a1}Ta_{a1})_{100-x1-v1-z1-w1}G_ax₁(P_{1-b1}S_ib₁)

v₁C_{z1}B_{w1}L_{d1}M_{e1}E_{f1}

ただし T は Co、Ni のいずれか一方または両方であり、L は Ti、Zr、Hf、Nb、Ta のうちの一種以上の元素であり、M は V、Cr、Mo、W のうちの一種以上の元素であり、E は Pd、Pt、Au のうちの一種以上の元素であり、組成比を示す a_1 、 b_1 、 d_1 、 e_1 、 f_1 、 x_1 、 v_1 、 z_1 、 w_1 は、 $0 \leq a_1 \leq 0.15$ 、 $0 < b_1 \leq 0.8$ 、 $0 \text{ 原子\%} \leq d_1 \leq 4 \text{ 原子\%}$ 、 $0 \text{ 原子\%} \leq e_1 \leq 8 \text{ 原子\%}$ 、 $0 \text{ 原子\%} \leq f_1 \leq 8 \text{ 原子\%}$ 、 $x_1 \leq 20 \text{ 原子\%}$ 、 $v_1 \leq 22 \text{ 原子\%}$ 、 $0 \text{ 原子\%} \leq z_1 \leq 10 \text{ 原子\%}$ 、 $1 \text{ 原子\%} \leq w_1 \leq 20 \text{ 原子\%}$ である。

【請求項 19】 前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成式で表されることを特徴とする請求項 11 ないし請求項 14 のいずれかに記載の増幅装置。

(Fe_{1-a2}Ta_{a2})_{100-x2-v2-z2-w2}A₁x₂(P_{1-b2}S_ib₂)v₂

C_{z2}B_{w2}

ただし T は Co、Ni のいずれか一方または両方であり、組成比を示す a_2 、 b_2 、 x_2 、 v_2 、 z_2 、 w_2 は、 $0 \leq a_2 \leq 0.15$ 、 $0 < b_2 \leq 0.8$ 、 $0 \text{ 原子\%} < x_2 \leq 20 \text{ 原子\%}$ 、 $0 \text{ 原子\%} < v_2 \leq 22 \text{ 原子\%}$ 、 $0 \text{ 原子\%} < z_2 \leq 12 \text{ 原子\%}$ 、 $0 \text{ 原子\%} < w_2 \leq 16 \text{ 原子\%}$ である。

【請求項 20】 前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成式で表されることを特徴とする請求項 11 ないし請求項 14 のいずれかに記載の増幅装置。

(Fe_{1-a2}Ta_{a2})_{100-x2-v2-z2-w2}A₁x₂(P_{1-b2}S_ib₂)v₂

C_{z2}B_{w2}L_{d2}M_{e2}E_{f2}

ただし T は Co、Ni のいずれか一方または両方であり、L は Ti、Zr、Hf、Nb、Ta のうちの一種以上の元素であり、M は V、Cr、Mo、W のうちの一種以上の元素であり、E は Pd、Pt、Au のうちの一種以上の元素であり、組成比を示す a_2 、 b_2 、 d_2 、 e_2 、

f_2, x_2, v_2, z_2, w_2 は、 $0 \leq a_2 \leq 0, 15, 0 < b_2 \leq 0, 8, 0$ 原子% $\leq d_2 \leq 4$ 原子%、 0 原子% $\leq e_2 \leq 8$ 原子%、 0 原子% $\leq f_2 \leq 8$ 原子%、 0 原子% $< g_2 \leq 20$ 原子%、 0 原子% $< h_2 \leq 22$ 原子%、 0 原子% $< i_2 \leq 12$ 原子%、 0 原子% $< j_2 \leq 16$ 原子% である。

【請求項21】 前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成式で表されることを特徴とする請求項11ないし請求項14のいずれかに記載の增幅装置。

($F \leq 1 - a_3 - b_3 C \leq a_3 N \leq b_3$) $100 - x_3 - y_3 M \leq x_3 B \leq y_3$
但し、組成比を示す a_3, b_3, x_3, y_3 は、 $0 \leq a_3 \leq 0, 29, 0 \leq b_3 \leq 0, 43, 5$ 原子% $\leq x_3 \leq 20$ 原子%、 10 原子% $\leq y_3 \leq 22$ 原子% であり、 M は Zr, N $b, Ta, Hf, Mo, Ti, V, Cr, W$ のうちの1種又は2種以上からなる元素である。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、フィルタ及びこのフィルタを備えた増幅装置に関するものであり、特に、損失が小さく、出力波形の歪みが小さなフィルタに関するものである。

【0002】

【従来の技術】 従来から、パルス変調増幅器からのパルス波形出力を平滑化する手段としてローパスフィルタが用いられている。このローパスフィルタに要求される特性としては、低損失であることと、平滑化後の波形の歪みが小さいことである。このローパスフィルタは通常、コンデンサと、磁心付きコイルからなるインダクタを具備してなるものであるが、上記のフィルタの要求特性はインダクタを構成する磁心の特性によるところが大きい。そこで従来から上記のローパスフィルタには、ギャップ付アモルファス磁心、ギャップ付フェライト磁心、あるいはギャップ無しカーボニル鉄圧粉磁心等が用いられてきた。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】 しかし、ギャップ付アモルファス磁心やギャップ付フェライト磁心をフィルタに用いた場合は、ギャップからの漏れ磁界が周辺の他の素子あるいは回路に悪影響を及ぼすおそれがあり、このフィルタを含む回路全体の安定性が低下するとともに雑音が発生するという課題があった。また、ギャップ付アモルファス磁心やフェライト磁心は、振幅透磁率が磁界変化に対して一定でなく、振幅透磁率の変化率が大きいため、磁界変化が大きなパルス電流を平滑化すると波形の歪みが大きくなってしまうという課題もあった。

【0004】 また、ギャップ無しカーボニル鉄圧粉磁心は、振幅透磁率の磁界特性が一定であり、波形の歪みの問題は生じないが、一方でコアロスが大きいため、フィルタの発熱量が大きくなるという課題があった。

【0005】 本発明は、上記の課題を解決するためにな

されたものであって、損失が小さくなつて発熱量が低減され、かつ波形の歪みが小さなフィルタおよびこのフィルタを備えた増幅装置を提供することを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】 上記の目的を達成するために、本発明は以下の構成を採用した。本発明のフィルタは、コンデンサと、磁心に巻回されたコイルからなるインダクタを具備してなり、前記磁心は、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。) の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が 20 K 以上であつて非晶質相を主相とする組織からなる金属ガラス合金の粉末と、絶縁材とが混合され、成形されてなる圧粉磁心であることを特徴とする。なお、上記金属ガラス合金は、比抵抗が $1, 5 \mu \Omega \cdot m$ 以上であることが好ましい。

【0007】 係るフィルタによれば、前記磁心が、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を有する金属ガラス合金の粉末と絶縁材とが混合されて成形されてなるものであり、この金属ガラス合金は結晶化温度よりも十分低い温度の熱処理により磁心の内部応力を緩和あるいは除去できるので、コアロスが低く、振幅透磁率が磁界変化に対してほぼ一定である磁心を構成することが可能となり、フィルタの損失を小さくして発熱量を小さくし、かつ波形の歪みを小さくすることが可能になる。

【0008】 また、比抵抗が $1, 5 \mu \Omega \cdot m$ 以上の上記組成の金属ガラス合金を用いているので、高周波における金属ガラス合金粒子内の渦電流損失が低減され、よりコアロスが低い磁心を構成することが可能になり、フィルタの損失を小さくすることができ、発熱量を小さくすることができる。また、絶縁材によって磁心全体の比抵抗を高くすることができ、渦電流損失をより低減して磁心のコアロスをさらに低くすることができるようともに、高周波数帯域での透磁率の低下を抑制することができるようになり、フィルタの高周波特性を向上させることができる。

【0009】 また、 $200 A/m$ の磁界における振幅透磁率を基準としたときの $2000 A/m$ の磁界における前記磁心の振幅透磁率の変化率が $\pm 10\%$ 以内であり、かつ前記磁心の $100 kHz$ における透磁率が 50 以上 200 以下であることを特徴とする。振幅透磁率の磁界に対する変化率が上記の範囲であれば、フィルタの出力波形が歪むことがなく、このフィルタをパルス幅変調増幅器の平滑回路として好適に用いることができる。また、磁心の透磁率が上記の範囲であれば、コイルの巻回数を少なくしてインダクタを小型化でき、フィルタの小型化が可能になる。

【0010】 また、前記フィルタは、ローパスフィルタであることが好ましい。即ち前記コンデンサと前記インダクタとが L 形に接続されてなるものが好ましい。

【0011】 また本発明のフィルタは、先に記載のフィ

ルタであって、前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成で表されることを特徴とする。即ち、Alが1～10原子%であり、Gaが0.5～4原子%であり、Pが15原子%以下であり、Cが7原子%以下であり、Bが2～10原子%であり、Siが15原子%以下であり、残部がFeであって、不可避的不純物を含む金属ガラス合金である。また、別の例として、Al:1～10原子%、Ga:0.5～4原子%、P:15原子%以下、C:7原子%以下、B:2～10原子%、Fe:残部からなり、不可避的不純物を含む金属ガラス合金を用いても良い。

【0012】また本発明のフィルタは、先に記載のフィルタであって、前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成で表されることを特徴とする。即ち、Alが1～10原子%であり、Gaが0.5～4原子%であり、Pが15原子%以下であり、Cが7原子%以下であり、Bが2～10原子%であり、Siが15原子%以下であり、Ti、Zr、Hf、Nb、Taのうちの一種以上の元素が0～4原子%であり、V、Cr、Mo、Wのうちの一種以上の元素0～8原子%であり、Pd、Pt、Auのうちの一種以上の元素が0～8原子%であり、残部がFeであって、不可避的不純物を含んでも良い金属ガラス合金である。また、別の例として、Alが1～10原子%であり、Gaが0.5～4原子%であり、Pが15原子%以下であり、Cが7原子%以下であり、Bが2～10原子%であり、Ti、Zr、Hf、Nb、Taのうちの一種以上の元素が0～4原子%であり、V、Cr、Mo、Wのうちの一種以上の元素0～8原子%であり、Pd、Pt、Auのうちの一種以上の元素が0～8原子%であり、残部がFeであり、不可避的不純物を含んでも良い金属ガラス合金を用いても良い。

【0013】上記のPの添加量は、5～12原子%の範囲がより好ましく、7～12原子%の範囲が特に好ましい。またCの添加量は、2～7原子%の範囲がより好ましく、5～7原子%の範囲が特に好ましい。そしてSiの添加量は、0.5～1.5原子%の範囲がより好ましく、0.5～4原子%の範囲が特に好ましい。

【0014】また、本発明のフィルタは、先に記載のフィルタであって、前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成式で表されることを特徴とする。

(Fe1-a1Ta1)100-x1-v1-z1-w1Ga_{x1}(P1-b1Si_{b1})v1Cz1Bw1

ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、組成比を示すa1、b1、x1、v1、z1、w1は、0≤a1≤0.15、0<b1≤0.8、x1≤20原子%、v1≤22原子%、0原子%≤z1≤10原子%、1原子%≤w1≤20原子%である。

【0015】また、本発明のフィルタは、先に記載のフィルタであって、前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成式で表されることを特徴とする。

(Fe1-a1Ta1)100-x1-v1-z1-w1Ga_{x1}(P1-b1Si_{b1})v1Cz1Bw1Ld1Me1Ef1

ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、LはTi、Zr、Hf、Nb、Taのうちの一種以上の元素であり、MはV、Cr、Mo、Wのうちの一種以上の元素であり、EはPd、Pt、Auのうちの一種以上の元素であり、組成比を示すa1、b1、d1、e1、f1、x1、v1、z1、w1は、0≤a1≤0.15、0<b1≤0.8、0原子%≤d1≤4原子%、0原子%≤e1≤8原子%、0原子%≤f1≤8原子%、x1≤20原子%、v1≤22原子%、0原子%≤z1≤10原子%、1原子%≤w1≤20原子%である。

【0016】また、金属ガラス合金の組成は、上記の組成式においてSi量を0とした下記の組成式で表されるものであっても良い。

(Fe1-a1Ta1)100-x1-v1-z1-w1Ga_{x1}Pv1Cz1Bw1
ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、組成比を示すa1、x1、v1、z1、w1は、0≤a1≤0.15、x1≤20原子%、v1≤22原子%、0原子%≤z1≤10原子%、1原子%≤w1≤20原子%である。

【0017】また、金属ガラス合金の組成は、上記の組成式においてSi量を0とした下記の組成式で表されるものであっても良い。

(Fe1-a1Ta1)100-x1-v1-z1-w1Ga_{x1}Pv1Cz1Bw1Ld1Me1Ef1

ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、LはTi、Zr、Hf、Nb、Taのうちの一種以上の元素であり、MはV、Cr、Mo、Wのうちの一種以上の元素であり、EはPd、Pt、Auのうちの一種以上の元素であり、組成比を示すa1、d1、e1、f1、x1、v1、z1、w1は、0≤a1≤0.15、0原子%≤d1≤4原子%、0原子%≤e1≤8原子%、0原子%≤f1≤8原子%、x1≤20原子%、v1≤22原子%、0原子%≤z1≤10原子%、1原子%≤w1≤20原子%である。

【0018】また、本発明のフィルタは、先に記載のフィルタであって、前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成式で表されることを特徴とする。

(Fe1-a2Ta2)100-x2-v2-z2-w2Al_{x2}(P1-b2Si_{b2})v2Cz2Bw2

ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、組成比を示すa2、b2、x2、v2、z2、w2は、0≤a2≤0.15、0<b2≤0.8、0原子%<x2≤20原子%、0原子%<v2≤22原子%、0原子%<z2≤12原子%、0原子%<w2≤16原子%である。

【0019】また、本発明のフィルタは、先に記載のフィルタであって、前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成式で表されることを特徴とする。

(Fe1-a2Ta2)100-x2-v2-z2-w2Al_{x2}(P1-b2Si_{b2})v2

Cz2Bw2Ld2Me2Ef2

ただし T は Co、 Ni のいずれか一方または両方であり、 L は Ti、 Zr、 Hf、 Nb、 Ta のうちの一種以上の元素であり、 M は V、 Cr、 Mo、 W のうちの一種以上の元素であり、 E は Pd、 Pt、 Au のうちの一種以上の元素であり、 組成比を示す a2、 b2、 d2、 e2、 f2、 x2、 v2、 z2、 w2 は、 0 ≤ a2 ≤ 0.15、 0 < b2 ≤ 0.8、 0 原子% ≤ d2 ≤ 4 原子%、 0 原子% ≤ e2 ≤ 8 原子%、 0 原子% ≤ f2 ≤ 8 原子%、 0 原子% < x2 ≤ 20 原子%、 0 原子% < v2 ≤ 22 原子%、 0 原子% < z2 ≤ 12 原子%、 0 原子% < w2 ≤ 16 原子% である。

【0020】また、本発明のフィルタは、先に記載のフィルタであって、前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成式で表されることを特徴とする。

(F e1-a3-b3C o a3N i b3) 100-x3-y3Mx3B y3
但し、組成比を示す a3、 b3、 x3、 y3 は、 0 ≤ a3 ≤ 0.29、 0 ≤ b3 ≤ 0.43、 5 原子% ≤ x3 ≤ 20 原子%、 10 原子% ≤ y3 ≤ 22 原子% であり、 M は Zr、 Nb、 Ta、 Hf、 Mo、 Ti、 V、 Cr、 W のうちの 1 種又は 2 種以上からなる元素である。

【0021】上記の各組成の金属ガラス合金からなる磁心は、いずれもコアロスが小さく、振幅透磁率が磁界変化に対してほぼ一定であるので、フィルタの損失を小さくして発熱量を少なくし、波形の歪みを小さくすることが可能になる。

【0022】また、本発明の増幅装置は、パルス電流を出力する増幅器と、該増幅器の出力側に接続されて前記パルス電流を平滑化するフィルタとからなり、前記フィルタは、コンデンサと、磁心に巻回されたコイルからなるインダクタとを具備してなり、前記磁心は、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。) の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が 20 K 以上であって非晶質相を主相とする組織からなる金属ガラス合金の粉末と、絶縁材とが成形されてなる圧粉磁心であることを特徴とする。上記金属ガラス合金は比抵抗が $1.5 \mu\Omega \cdot m$ 以上のものが好ましい。

【0023】係る増幅装置によれば、前記磁心が、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を有する金属ガラス合金の粉末と絶縁材とが混合されて成形されてなるもので、この金属ガラス合金は結晶化温度よりも十分低い温度の熱処理により圧粉磁心の内部応力を緩和あるいは除去できるので、コアロスが低く、振幅透磁率が磁界変化に対してほぼ一定である磁心を構成することが可能となり、フィルタの損失を小さくして発熱量を少なくし、かつ波形の歪みを小さくすることが可能になり、これにより発熱が少なく波形歪みの小さな増幅装置を構成することが可能になる。

【0024】また、比抵抗が $1.5 \mu\Omega \cdot m$ 以上の上記

組成の金属ガラス合金を用いているので、高周波における金属ガラス合金粒子内の渦電流損失が低減され、よりコアロスが低い磁心を構成することが可能になり、発熱量が少ない増幅装置を構成することが可能になる。また、絶縁材によって磁心全体の比抵抗を高くすることができ、渦電流損失を低減して磁心のコアロスをさらに低くすることが可能になるとともに、高周波数帯域での透磁率の低下を抑制することが可能になり、フィルタの損失をより小さくし、かつ波形の歪みをより小さくすることが可能になる。

【0025】また、 $200A/m$ の磁界における振幅透磁率を基準としたときの $2000A/m$ の磁界における前記磁心の振幅透磁率の変化率が $\pm 10\%$ 以内であり、かつ前記磁心の $100kHz$ における透磁率が 50 以上 200 以下であることを特徴とする。振幅透磁率の変化率が上記の範囲であれば、フィルタの出力波形が歪むことがなく、出力波形の歪みが小さな増幅装置を構成することができる。また、磁心の透磁率が上記の範囲であれば、コイルの巻回数を少なくしてインダクタの大きさを小さくすることができ、増幅装置を小型化することが可能になる。

【0026】また、前記フィルタは、ローパスフィルタであることが好ましい。即ち前記コンデンサと前記インダクタとが L 形に接続されてなるものが好ましい。また、前記増幅器は、パルス幅変調増幅器であることが好ましい。

【0027】また本発明の増幅装置は、先に記載の増幅装置であって、前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成で表されることを特徴とする。即ち、 A1 が $1 \sim 10$ 原子% であり、 Ga が $0.5 \sim 4$ 原子% であり、 P が 1.5 原子% 以下であり、 C が 7 原子% 以下であり、 B が $2 \sim 10$ 原子% であり、 Si が 1.5 原子% 以下であり、 残部が Fe であって、不可避的不純物を含む金属ガラス合金である。また、別の例として、 A1 : $1 \sim 10$ 原子%、 Ga : $0.5 \sim 4$ 原子%、 P : 1.5 原子% 以下、 C : 7 原子% 以下、 B : $2 \sim 10$ 原子%、 Fe : 残部からなり、不可避的不純物を含む金属ガラス合金を用いても良い。

【0028】また本発明の増幅装置は、先に記載の増幅装置であって、前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成で表されることを特徴とする。即ち、 A1 が $1 \sim 10$ 原子% であり、 Ga が $0.5 \sim 4$ 原子% であり、 P が 1.5 原子% 以下であり、 C が 7 原子% 以下であり、 B が $2 \sim 10$ 原子% であり、 Si が 1.5 原子% 以下であり、 Ti、 Zr、 Hf、 Nb、 Ta のうちの一種以上の元素が $0 \sim 4$ 原子% であり、 V、 Cr、 Mo、 W のうちの一種以上の元素が $0 \sim 8$ 原子% であり、 Pd、 Pt、 Au のうちの一種以上の元素が $0 \sim 8$ 原子% であり、 残部が Fe であって、不可避的不純物を含んでも良い金属ガラス合金である。また、別の例として、 A1 が $1 \sim 10$ 原子%

であり、Gaが0.5～4原子%であり、Pが15原子%以下であり、Cが7原子%以下であり、Bが2～10原子%であり、Ti、Zr、Hf、Nb、Taのうちの一種以上の元素が0～4原子%であり、V、Cr、Mo、Wのうちの一種以上の元素0～8原子%であり、Pd、Pt、Auのうちの一種以上の元素が0～8原子%であり、残部がFeであり、不可避的不純物を含んでも良い金属ガラス合金を用いても良い。

【0029】上記Pの添加量は、5～12原子%の範囲がより好ましく、7～12原子%の範囲が特に好ましい。またCの添加量は、2～7原子%の範囲がより好ましく、5～7原子%の範囲が特に好ましい。そしてSiの添加量は、0.5～15原子%の範囲がより好ましく、0.5～4原子%の範囲が特に好ましい。

【0030】また、本発明の増幅装置は、先に記載の増幅装置であって、前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成式で表されることを特徴とする。

(Fe_{1-a1}Ta₁)_{100-x1-v1-z1-w1} Ga_{x1} (P_{1-b1}Si_{b1})_{v1} C_{z1} B_{w1}

ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、組成比を示すa1、b1、x1、v1、z1、w1は、0≤a1≤0.15、0<b1≤0.8、x1≤20原子%、v1≤22原子%、0原子%≤z1≤10原子%、1原子%≤w1≤20原子%である。

【0031】また、本発明のフィルタは、先に記載のフィルタであって、前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成式で表されることを特徴とする。

(Fe_{1-a1}Ta₁)_{100-x1-v1-z1-w1} Ga_{x1} (P_{1-b1}Si_{b1})_{v1} C_{z1} B_{w1} L_{d1} Me₁ Ef₁

ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、LはTi、Zr、Hf、Nb、Taのうちの一種以上の元素であり、MはV、Cr、Mo、Wのうちの一種以上の元素であり、EはPd、Pt、Auのうちの一種以上の元素であり、組成比を示すa1、b1、d1、e1、f1、x1、v1、z1、w1は、0≤a1≤0.15、0<b1≤0.8、0原子%≤d1≤4原子%、0原子%≤e1≤8原子%、0原子%≤f1≤8原子%、x1≤20原子%、v1≤22原子%、0原子%≤z1≤10原子%、1原子%≤w1≤20原子%である。

【0032】また、金属ガラス合金の組成は、上記の組成式においてSi量を0とした下記の組成式で表されるものであっても良い。

(Fe_{1-a1}Ta₁)_{100-x1-v1-z1-w1} Ga_{x1} Pv₁ C_{z1} B_{w1}

ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、組成比を示すa1、x1、v1、z1、w1は、0≤a1≤0.15、x1≤20原子%、v1≤22原子%、0原子%≤z1≤10原子%、1原子%≤w1≤20原子%である。

【0033】また、金属ガラス合金の組成は、上記の組成式においてSi量を0とした下記の組成式で表される

ものであっても良い。

(Fe_{1-a1}Ta₁)_{100-x1-v1-z1-w1} Ga_{x1} Pv₁ C_{z1} B_{w1} L_{d1} Me₁ Ef₁

ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、LはTi、Zr、Hf、Nb、Taのうちの一種以上の元素であり、MはV、Cr、Mo、Wのうちの一種以上の元素であり、EはPd、Pt、Auのうちの一種以上の元素であり、組成比を示すa1、d1、e1、f1、x1、v1、z1、w1は、0≤a1≤0.15、0原子%≤d1≤4原子%、0原子%≤e1≤8原子%、0原子%≤f1≤8原子%、x1≤20原子%、v1≤22原子%、0原子%≤z1≤10原子%、1原子%≤w1≤20原子%である。

【0034】また、本発明の増幅装置は、先に記載の増幅装置であって、前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成式で表されることを特徴とする。

(Fe_{1-a2}Ta₂)_{100-x2-v2-z2-w2} Al_{x2} (P_{1-b2}Si_{b2})_{v2} C_{z2} B_{w2}

ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、組成比を示すa2、b2、x2、v2、z2、w2は、0≤a2≤0.15、0<b2≤0.8、0原子%<x2≤20原子%、0原子%<v2≤22原子%、0原子%<z2≤12原子%、0原子%<w2≤16原子%である。

【0035】また、本発明の増幅装置は、先に記載の増幅装置であって、前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成式で表されることを特徴とする。

(Fe_{1-a2}Ta₂)_{100-x2-v2-z2-w2} Al_{x2} (P_{1-b2}Si_{b2})_{v2} C_{z2} B_{w2} L_{d2} Me₂ Ef₂

ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、LはTi、Zr、Hf、Nb、Taのうちの一種以上の元素であり、MはV、Cr、Mo、Wのうちの一種以上の元素であり、EはPd、Pt、Auのうちの一種以上の元素であり、組成比を示すa2、b2、d2、e2、f2、x2、v2、z2、w2は、0≤a2≤0.15、0<b2≤0.8、0原子%≤d2≤4原子%、0原子%≤e2≤8原子%、0原子%≤f2≤8原子%、0原子%<x2≤20原子%、0原子%<v2≤22原子%、0原子%<z2≤12原子%、0原子%<w2≤16原子%である。

【0036】また、本発明の増幅装置は、先に記載の増幅装置であって、前記金属ガラス合金の組成が、下記の組成式で表されることを特徴とする。

(Fe_{1-a3}b₃C_oa₃N_ib₃)_{100-x3-y3} M_{x3} B_{y3}

ただし、組成比を示すa3、b3、x3、y3は、0≤a3≤0.29、0≤b3≤0.43、5原子%≤x3≤20原子%、10原子%≤y3≤22原子%であり、MはZr、Nb、Ta、Hf、Mo、Ti、V、Cr、Wのうちの1種又は2種以上からなる元素である。

【0037】上記の組成の金属ガラス合金からなる磁心は、いずれもコアロスが小さく、振幅透磁率が磁界変化

に対してほぼ一定であるので、増幅装置の損失を小さくして波形の歪みを小さくすることが可能になる。

【0038】

【発明の実施の形態】以下、本発明の実施の形態を図面を参照して説明する。本発明に係るフィルタは、コンデンサと、磁心に巻回されたコイルからなるインダクタを具備してなるものであり、前記磁心は、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。) の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が20K以上であって非晶質相を主相とする組織からなる金属ガラス合金の粉末と、絶縁材とが混合され、成形されてなる圧粉磁心である。

【0039】このフィルタは例えば、増幅器の出力側に取り付けられて、該増幅器からの出力電流を平滑化するために好適に用いられるものである。たとえば、上記のフィルタを備えた増幅装置の一例として、パルス電流を出力する増幅器と、該増幅器の出力側に接続されて前記パルス電流を平滑化する前記のフィルタとからなる増幅装置を挙げることができる。

【0040】図1に、本発明に係るフィルタに用いられるインダクタを示し、図2には、本発明に係るフィルタを備えた増幅装置の回路図を示す。図1に示すように、本発明に係るインダクタ1は、磁心2と、この磁心2に巻回されたコイル3からなる。また図2に示すように、本発明に係る増幅装置4は、パルス電流を出力する増幅器5と、該増幅器5の出力部5bに接続されて増幅器5からのパルス電流を平滑化する本発明に係るフィルタ6とからなる。このフィルタ6は、コンデンサ7と、図1に示すインダクタ1とからなる。

【0041】フィルタ6は、いわゆるローパスフィルタと呼ばれるもので、コンデンサ7とインダクタ1とがL形に接続されて構成されている。また増幅器5は、いわゆるパルス幅変調増幅器であることが好ましい。

【0042】この増幅装置4の動作は次の通りである。まず、増幅器5の入力部5aに図3に示す電圧V1の交流電流を入力する。増幅器5は、入力された交流電流の電圧の高い部分を幅広のパルス波に、交流電流の電圧の低い部分を幅狭のパルス波にそれぞれ変換するとともに、増幅作用により電圧を増圧して、図4に示すパルス電流を出力部5bから出力する。フィルタ6は、このパルス電流を平滑化し、平滑化後の電流をフィルタ6の出力部6aから出力する。出力された電流は、図5に示すように電圧がV2 (V2 > V1) に増幅された交流電流である。

【0043】このように本発明に係るフィルタ6にはパルス電流が入力される。このパルス電流はパルス幅及び電圧が周期的に変動するものであるため、インダクタ1には高周波電流が印加されることになる。従って、低損失で波形歪みの小さな増幅装置を得るには、インダクタ1の損失を小さくして波形歪みを小さくすることが必要

であり、そのためには、インダクタ1を構成する磁心2のコアロスが小さいことと、磁心2の振幅透磁率が磁界変化に対してほぼ一定であることが求められる。

【0044】本発明のフィルタを構成する磁心2は、低コアロスで高周波帯域における透磁率の低下が小さく、振幅透磁率が磁界変化に対してほぼ一定のもので、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。) の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が20K以上であって非晶質相を主相とする組織からなり、比抵抗が $1.5 \mu \Omega \cdot \text{cm}$ 以上である金属ガラス合金の粉末と、絶縁材とが混合され、成形されてなる圧粉磁心である。

【0045】この磁心2は図1に示したように円環状の磁心2を例示できるが、形状はこれに限らず、長円環状や楕円環状であっても良い。また平面視略E字状、平面視略コ字状、平面視略I字状等であっても良い。

【0046】本発明に係る磁心2は、金属ガラス合金の粉末が絶縁材によって結着されてなるもので、組織中に金属ガラス合金の粉末が存在したいわゆる圧粉磁心であり、金属ガラス合金の粉末が溶解して均一な組織を構成したものではない。また、金属ガラス合金の粉末は、粉末を構成する個々の粒子が絶縁材によって絶縁されていることが好ましい。このように、磁心2には金属ガラス合金の粉末と絶縁材とが混合されて存在するので、絶縁材によって磁心2自体の比抵抗が大きくなり、渦電流損失が低減されてコアロスが低くなり、また高周波領域における透磁率の低下が小さくなり、更には振幅透磁率が磁界変化に対してほぼ一定になる。

【0047】また、金属ガラス合金の過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が20K未満であると、金属ガラス合金の粉末と絶縁材とを混合して圧縮成形した後に行う熱処理時に、結晶化させずに十分に内部応力を緩和させることができ難くなる。 ΔT_x が20K以上であると、熱処理温度を下げても十分に内部応力を緩和でき、また絶縁材の分解を防止し、絶縁材の分解による損失の増大を抑えることができる。

【0048】また、磁心2を構成する金属ガラス合金は、合金組成によっては60K以上の大きな ΔT_x が得られるので、熱処理によって内部応力の緩和を十分に行うことができ、磁心2の軟磁気特性をより向上できるとともに、熱処理温度をより低下させ、絶縁材の分解による損失の増大を効果的に抑えることができる。また、本発明に係る磁心2は、熱処理による内部応力の緩和によってコアロスをより小さくすることができ、発熱量を低減できる。また、本発明の磁心2は、動作周波数変化に対する透磁率の変動が小さく、高い周波数帯域でも高い透磁率が得られるので、フィルタ6の周波数特性を向上させることができる。

【0049】また、この磁心2は、200A/mの磁界における振幅透磁率を基準としたときの2000A/m

の磁界における振幅透磁率の変化率が±10%以内であり、100kHzにおける透磁率が50以上200以下であることが好ましい。磁心2の振幅透磁率の変化率が上記の範囲であれば、フィルタ6の出力波形が歪むことがなく、出力波形の歪みが小さなフィルタ6を構成することができる。また、磁心2の透磁率が上記の範囲であれば、コイル3の巻回数を少なくしてインダクタ1の大きさを小さくすることができ、フィルタ6及び増幅装置4を小型化することができる。例えば本発明のフィルタ6では、コイル3の巻数を30ターン程度にしても充分な特性が得られる。

【0050】また、磁心2を構成する絶縁材は、磁心2の比抵抗を高めるとともに、金属ガラス合金の粉末を結着して磁心2の形状を保持するもので、磁気特性に大きな損失とならない材料からなることが好ましく、例えば、エポキシ樹脂、シリーコン樹脂、シリコーンエラストマー、フェノール樹脂、尿素樹脂、メラミン樹脂、PVA(ポリビニルアルコール)等の液状または粉末状の有機物や、水ガラス(Na₂O-SiO₂)、酸化物ガラス粉末(Na₂O-B₂O₃-SiO₂、PbO-B₂O₃-SiO₂、PbO-BaO-SiO₂、Na₂O-B₂O₃-ZnO、CaO-BaO-SiO₂、Al₂O₃-B₂O₃-SiO₂、B₂O₃-SiO₂)、ゾルゲル法により生成するガラス状物質(SiO₂、Al₂O₃、ZrO₂、TiO₂等を主成分とするもの)等を挙げることができる。また、絶縁とともに潤滑材の役割を果たすステアリン酸塩(ステアリン酸亜鉛、ステアリン酸カルシウム、ステアリン酸バリウム、ステアリン酸マグネシウム、ステアリン酸アルミニウム等)を同時に用いることもできる。

【0051】金属ガラス合金の粉末は、比抵抗が1.5μΩ·m以上であって、過冷却液体の温度間隔ΔTxが20K以上である非晶質相を主相とするもので、金属ガラス合金の薄帯が粉碎されて得られたもの、金属ガラス合金の溶湯を回転する冷却ロールに霧状に吹き付けて冷却して得られたもの、金属ガラス合金の溶湯を高圧ガスとともに霧状に吹き出して冷却して得られたもの、あるいは金属ガラス合金の溶湯を水中に霧状に吹き出して冷却して得られたものなどであり、コアロスが低く、軟磁気特性に優れたものである。

【0052】またこの金属ガラス合金は、組成によってはΔTxが40K以上、さらには50K以上、場合によっては60K以上という顕著な過冷却液体の温度間隔を有し、比抵抗が1.5μΩ·m以上であり、室温で優れた軟磁気特性を有しており、これまでの知見に見られない全く新規なものである。

【0053】過冷却液体の温度間隔ΔTxは、溶湯が液体構造を維持したまま原子振動のみが生じている状態であり、この過冷却液体の温度間隔ΔTxの存在が、金属ガラス合金において原子の移動の起こり難い、即ち結晶化しにくい性質を表している。過冷却液体の温度間隔Δ

Txの大きな金属ガラス合金は溶湯を冷却する際に、原子の移動が起こり難いので、溶融状態の溶湯が固化される際に経る過冷却液体状態が非常に広くなる。従って、冷却速度が比較的遅くても充分に非晶質相を形成することが可能であり、例えば、比較的冷却速度が高い単ロール法などの液体急冷法等により得られる金属ガラス合金の薄帯のほか、鋳造法等によって得られる金属ガラス合金のバルク体等を粉碎することによっても、非晶質相を主相とする金属ガラス合金の粉末が得られる。

【0054】「金属ガラス合金の組成の一例」磁心2に好適に用いられる金属ガラス合金の一例として、Feを主成分とし、他の金属と半金属とを含有したものを挙げることができる。このうち半金属元素としては、P、Si、C、B、Geのうちの少なくとも1種以上の元素が用いられる。

【0055】より具体的に例示すると、Al:1~10原子%、Ga:0.5~4原子%、P:15原子%以下、C:7原子%以下、B:2~10原子%、Si:15原子%以下、Fe:残部であって、不可避不純物が含有されても良い金属ガラス合金が挙げられる。また、別の具体例として、Al:1~10原子%、Ga:0.5~4原子%、P:15原子%以下、C:7原子%以下、B:2~10原子%、Fe:残部であって、不可避不純物が含有されても良い金属ガラス合金を挙げることができる。

【0056】更に別の例として、Alが1~10原子%であり、Gaが0.5~4原子%であり、Pが15原子%以下であり、Cが7原子%以下であり、Bが2~10原子%であり、Siが15原子%以下であり、Ti、Zr、Hf、Nb、Taのうちの一種以上の元素が0~4原子%であり、V、Cr、Mo、Wのうちの一種以上の元素0~8原子%であり、Pd、Pt、Auのうちの一種以上の元素が0~8原子%であり、残部がFeであって、不可避的不純物を含んでも良い金属ガラス合金を挙げることもできる。また、別の例として、Alが1~10原子%であり、Gaが0.5~4原子%であり、Pが15原子%以下であり、Cが7原子%以下であり、Bが2~10原子%であり、Ti、Zr、Hf、Nb、Taのうちの一種以上の元素が0~4原子%であり、V、Cr、Mo、Wのうちの一種以上の元素0~8原子%であり、Pd、Pt、Auのうちの一種以上の元素が0~8原子%であり、残部がFeであり、不可避的不純物を含んでも良い金属ガラス合金を挙げることもできる。

【0057】SiとPの比率は原子比で、0<Si/(Si+P)≤0.4を満たしており、好ましくは0.1<Si/(Si+P)≤0.35であり、より好ましくは0.11<Si/(Si+P)≤0.28である。また、他の金属とは、IIIIB族及びIVB族の金属元素のうちの少なくとも1種のものが好適に用いられる。例えば、Al、Ga、In及びSnのうちの少なくとも

1種以上の元素が用いられる。

【0058】FeAlGaPCB系の金属ガラスにSiを15原子%以下添加することにより、過冷却液体の温度間隔 ΔTx を向上させ、非晶質相を主相とする金属ガラス合金が得られる。SiのPに対する添加比率が原子比で $0 < Si / (Si + P) \leq 0.4$ を満たすようにすることにより、過冷却液体の温度間隔 ΔTx を向上させ、非晶質相を容易に形成させることができる。その結果、室温で優れた軟磁気特性を有する金属ガラス合金を得ることができる。

【0059】Siの添加量が多すぎると過冷却液体領域 ΔTx が消滅するので、15原子%以下が好ましい。また、より大きな過冷却液体の温度間隔 ΔTx を得るには、Siの添加量が原子%で0.5%~15%の範囲であることが好ましく、0.5~4%の範囲であることがより好ましい。なおSiの添加量を0原子%としてもよい。上記Pの添加量は、15原子%以下であることが好ましいが、5~12原子%の範囲であることがより好ましく、7~12原子%の範囲であることが最も好ましい。特にSiのPに対する添加比率が $0 < Si / (Si + P) \leq 0.4$ を満たす場合は、Siの添加量が原子%で1.5~3.5%の範囲、Pの添加量が原子%で7~9%の範囲であることが好ましい。

【0060】またCの添加量は7原子%以下であることが好ましく、2~7原子%の範囲であることがより好ましく、5~7原子%の範囲であることが最も好ましい。

【0061】Ti、Zr、Hf、Nb、Taのうちの一種以上の元素は、C、Pと化合物を形成して金属ガラス合金の融点を向上させる。これらの元素の添加量は0原子%以上4原子%以下の範囲が好ましく、0原子%以上3原子%以下の範囲がより好ましく、0原子%以上2原子%以下の範囲が更に好ましい。添加量が4原子%を越えると、Fe量が相対的に低下して軟磁気特性が低下するとともに、金属ガラス合金が脆くなるので好ましくない。

【0062】V、Cr、Mo、Wのうちの一種以上の元素は、特に金属ガラス合金の耐腐食性を向上させる。これらの元素の中でも特にCrが好ましい。Crを組成比で8原子%程度添加すると、ハステロイ並の耐腐食性が得られる。これらの元素の添加量は0原子%以上8原子%以下の範囲が好ましく、0原子%以上6原子%以下の範囲がより好ましく、0原子%以上4原子%以下の範囲が更に好ましい。添加量が8原子%を越えると、Fe量が相対的に低下して軟磁気特性が低下するので好ましくない。またPd、Pt、Auのうちの一種以上の元素は、極めて耐腐食性が高いと同時に他の合金構成元素に対して不活性であり、金属ガラス合金中で単相状態で存在することにより金属ガラス合金の耐腐食性を向上させる。これらの元素の添加量は0原子%以上8原子%以下の範囲が好ましく、0原子%以上6原子%以下の範囲が

より好ましく、0原子%以上4原子%以下の範囲が更に好ましい。添加量が8原子%を越えると、Fe量が相対的に低下して飽和磁束密度が低下するので好ましくない。

【0063】また上記の組成に、Geが4原子%以下含有されていてもよく、0~10原子%のNiと0~30原子%のCoのうち少なくとも一方が含有されていてもよい。これらのいずれの場合の組成においても、本発明においては、過冷却液体の温度間隔 ΔTx は、20K以上、組成によっては50K以上が得られる。

【0064】「金属ガラス合金の組成の他の例」次に、磁心2に用いられる金属ガラス合金の他の例として、上記のFeAlGaPCB(Si)系の金属ガラス合金からAlを除いたものであって、Feを主成分とし、Gaと、P、B、C、Siのうちの1種以上の元素Qとを含有したものを挙げることができる。なお元素QにはSiを加えなくても良い。

【0065】この金属ガラス合金は、例えば次の組成式で表すことができる。

$(Fe_{1-a1}Ta_{a1})100-x1-v1-z1-w1Ga_{x1}(P_{1-b1}Si_{b1})v1Cz1Bw1$

ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、組成比を示すa1、b1、x1、v1、z1、w1は、0≤a1≤0.15、0<b1≤0.8、x1≤20原子%、v1≤22原子%、0原子%≤z1≤10原子%、1原子%≤w1≤20原子%である。

【0066】また、上記組成比を示すa1、b1、x1、v1、z1、w1は、0≤a1≤0.15、0.1≤b1≤0.35、0.5原子%≤x1≤15原子%、7原子%≤v1≤20原子%、0原子%≤z1≤9.5原子%、2原子%≤w1≤14原子%であることがより好ましく、0≤a1≤0.1、0.1≤b1≤0.28、0.5原子%≤x1≤15原子%、10原子%≤v1≤15.5原子%、0.5原子%≤z1≤6原子%、4原子%≤w1≤11原子%であることが更に好ましい。

【0067】また、この金属ガラス合金は例えば次の組成式で表すことができる。

$(Fe_{1-a1}Ta_{a1})100-x1-v1-z1-w1Ga_{x1}(P_{1-b1}Si_{b1})v1Cz1Bw1Ld1Me1Ef1$

ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、LはTi、Zr、Hf、Nb、Taのうちの一種以上の元素であり、MはV、Cr、Mo、Wのうちの一種以上の元素であり、EはPd、Pt、Auのうちの一種以上の元素であり、組成比を示すa1、b1、d1、e1、f1、x1、v1、z1、w1は、0≤a1≤0.15、0<b1≤0.8、0原子%≤d1≤4原子%、0原子%≤e1≤8原子%、0原子%≤f1≤8原子%、x1≤20原子%、v1≤22原子%、0原子%≤z1≤10原子%、1原子%≤w1≤20原子%である。

【0068】また、上記組成比を示すa1、b1、d1、

$e_1, f_1, x_1, v_1, z_1, w_1$ は、 $0 \leq a_1 \leq 0.1$ 、 $0.1 \leq b_1 \leq 0.35$ 、 0 原子% $\leq d_1 \leq 3$ 原子%、 0 原子% $\leq e_1 \leq 6$ 原子%、 0 原子% $\leq f_1 \leq 6$ 原子%、 0.5 原子% $\leq x_1 \leq 1.5$ 原子%、 7 原子% $\leq v_1 \leq 2.0$ 原子%、 0 原子% $\leq z_1 \leq 9.5$ 原子%、 2 原子% $\leq w_1 \leq 1.4$ 原子% であることがより好ましく、 $0 \leq a_1 \leq 0.1$ 、 $0.1 \leq b_1 \leq 0.28$ 、 0 原子% $\leq d_1 \leq 2$ 原子%、 0 原子% $\leq e_1 \leq 4$ 原子%、 0 原子% $\leq f_1 \leq 4$ 原子%、 0.5 原子% $\leq x_1 \leq 1.5$ 原子%、 10 原子% $\leq v_1 \leq 1.5$ 、 5 原子%、 0.5 原子% $\leq z_1 \leq 6$ 原子%、 4 原子% $\leq w_1 \leq 1.1$ 原子% であることが更に好ましい。

【0069】また、本発明の金属ガラス合金は、以下の組成式で表すこともできる。

$(Fe_{1-a_1}Ta_1)100-x_1-v_1-z_1-w_1Ga_{x_1}P_{v_1}C_{z_1}B_{w_1}$
ただし T は Co 、 Ni のいずれか一方または両方であり、組成比を示す a_1, x_1, v_1, z_1, w_1 は、 $0 \leq a_1 \leq 0.15$ 、 $x_1 \leq 2.0$ 原子%、 $v_1 \leq 2.2$ 原子%、 0 原子% $\leq z_1 \leq 1.0$ 原子%、 1 原子% $\leq w_1 \leq 2.0$ 原子% である。

【0070】組成比を示す a_1, x_1, v_1, z_1, w_1 は、 $0 \leq a_1 \leq 0.15$ 、 0.5 原子% $\leq x_1 \leq 1.5$ 原子%、 7 原子% $\leq v_1 \leq 2.0$ 原子%、 0 原子% $\leq z_1 \leq 9.5$ 原子%、 2 原子% $\leq w_1 \leq 1.4$ 原子% であることがより好ましく、 $0 \leq a_1 \leq 0.1$ 、 0.5 原子% $\leq x_1 \leq 1.5$ 原子%、 10 原子% $\leq v_1 \leq 1.5$ 、 5 原子%、 0.5 原子% $\leq z_1 \leq 6$ 原子%、 4 原子% $\leq w_1 \leq 1.1$ 原子% であることが更に好ましい。

【0071】更にまた、この金属ガラス合金は、以下の組成式で表すこともできる。

$(Fe_{1-a_1}Ta_1)100-x_1-v_1-z_1-w_1Ga_{x_1}P_{v_1}C_{z_1}B_{w_1}L_{d_1}Me_1E_{f_1}$

ただし T は Co 、 Ni のいずれか一方または両方であり、 L は Ti 、 Zr 、 Hf 、 Nb 、 Ta のうちの一種以上の元素であり、 M は V 、 Cr 、 Mo 、 W のうちの一種以上の元素であり、 E は Pd 、 Pt 、 Au のうちの一種以上の元素であり、組成比を示す $a_1, d_1, e_1, f_1, x_1, v_1, z_1, w_1$ は、 $0 \leq a_1 \leq 0.15$ 、 0 原子% $\leq d_1 \leq 4$ 原子%、 0 原子% $\leq e_1 \leq 8$ 原子%、 0 原子% $\leq f_1 \leq 8$ 原子%、 $x_1 \leq 2.0$ 原子%、 $v_1 \leq 2.2$ 原子%、 0 原子% $\leq z_1 \leq 1.0$ 原子%、 1 原子% $\leq w_1 \leq 2.0$ 原子% である。

【0072】組成比を示す $a_1, d_1, e_1, f_1, x_1, v_1, z_1, w_1$ は、 $0 \leq a_1 \leq 0.15$ 、 0 原子% $\leq d_1 \leq 3$ 原子%、 0 原子% $\leq e_1 \leq 6$ 原子%、 0 原子% $\leq f_1 \leq 6$ 原子%、 0.5 原子% $\leq x_1 \leq 1.5$ 原子%、 7 原子% $\leq v_1 \leq 2.0$ 原子%、 0 原子% $\leq z_1 \leq 9.5$ 原子%、 5 原子%、 2 原子% $\leq w_1 \leq 1.4$ 原子% であることがより好ましく、 $0 \leq a_1 \leq 0.1$ 、 0 原子% $\leq d_1 \leq 2$ 原子%、 0 原子% $\leq e_1 \leq 4$ 原子%、 0 原子% $\leq f_1 \leq 4$ 原子%、 0 。

5 原子% $\leq x_1 \leq 1.5$ 原子%、 10 原子% $\leq v_1 \leq 1.5$ 、 5 原子%、 0.5 原子% $\leq z_1 \leq 6$ 原子%、 4 原子% $\leq w_1 \leq 1.1$ 原子% であることが更に好ましい。

【0073】この金属ガラス合金は、 Fe と Ga と P 、 C 、 B 、 Si を含有したもので、上記の $FeAlGaPCB(Si)$ 系の金属ガラス合金から Al を除去し、 Fe 量を增量させることなくこの Al の代わりに Ga を增量させたものであり、非晶質相が形成されやすく、大きな過冷却液体の温度間隔 ΔTx を示す。

【0074】 Ga は、この金属ガラス合金に必須の元素であり、特に Ga の組成比 x_1 を 2.0 原子% 以下とすることにより、金属ガラス合金の過冷却液体の温度間隔 ΔTx を $20K$ 以上にすることができる。また Ga は、 Fe との間での混合エンタルピーが負であり、 Fe よりも原子半径が大きく、更に Fe よりも原子半径が小さい P 、 B 、 Si とともに用いることにより、結晶化し難く、非晶質構造の熱的に安定化した状態となる。更に Ga は金属ガラス合金のキュリー温度を高め、各種磁気特性の熱安定性を向上させることができる。 Ga の組成比 x_1 は、 2.0 原子% 以下であることが好ましく、 0.5 原子% 以上 1.5 原子% 以下であることがより好ましい。組成比 x_1 が 2.0 原子% を越えると、 Fe 量が相対的に低下して飽和磁化が低下し、また過冷却液体の温度間隔 ΔTx が消失するので好ましくない。

【0075】 Fe は磁性を担う元素であって、 Ga と同様にこの金属ガラス合金に必須の元素である。また、 Fe の一部を Co 、 Ni のいずれか一方または両方の元素 T で置換しても良い。

【0076】 P 、 C 、 B 、 Si は非晶質形成能を有する元素であり、 Fe と Ga にこれらの元素を添加して多元系とすることにより、 Fe と Ga のみの 2 元系の場合と異なり安定して非晶質相が形成される。合金中における P 、 C 、 B 、 Si の合計の組成比は 5.0 原子% 以下であることが好ましく、 7 原子% 以上 3.5 原子% 以下であることがより好ましい。これらの元素の合計の組成比が 5.0 原子% を越えると、 Fe 量が相対的に低下して飽和磁化が低下するので好ましくない。

【0077】このなかでも P は特に非晶質形成能が高いので、この P を必ず含み、それ以外の B 、 C 、 Si のうちのいずれか 1 種以上を含むようにすると、組織の全体が非晶質相になるとともに過冷却液体の温度間隔 ΔTx が発現しやすくなる。また P と Si を同時に添加すると、過冷却液体の温度間隔 ΔTx をより向上させて非晶質単相となるバルクの大きさを増大できる。

【0078】 P と Si を同時に添加する場合は、 P と Si の合計量を示す組成比 v_1 を 2.2 原子% 以下とすることが好ましく、 7 原子% 以上 2.0 原子% 以下とすることがより好ましく、 10 原子% 以上 1.5 、 5 原子% 以下とすることが最も好ましい。 P と Si の合計量を示す組成比 v_1 が上記の範囲であれば、過冷却液体の温度間隔 Δ

ΔT_x を向上させることができる。

【0079】PとSiを同時に添加した場合のSiとPとの比を表す組成比b1は、組成比v1が22原子%以下のときに $0 < b1 \leq 0.8$ とすることが好ましく、組成比v1が7原子%以上20原子%以下のときに $0.1 \leq b1 \leq 0.35$ とすることが好ましく、組成比v1が10原子%以上15.5原子%以下のときに $0.1 \leq b1 \leq 0.28$ とすることが好ましい。組成比b1が0.8を越えるとSiが過剰になり、過冷却液体領域 ΔT_x が消滅するおそれがあるので好ましくない。なお、このときの金属ガラス合金におけるSiの濃度を示すと、好ましい場合に16原子%以下、より好ましい場合に0.8原子%以上6.65原子%以下、最も好ましい場合に0.95原子%以上4.34原子%以下となる。

【0080】PとSiの組成比を示すb1、v1を上記の範囲とすれば、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を向上させることができる。

【0081】なおSiの組成比b1を0としてもよい。即ち、Fe及びGaと、P、B、Cからなる金属ガラス合金であってもよい。この場合のPの組成比v1は、22原子%以下とすることが好ましく、7原子%以上20原子%以下とすることがより好ましく、10原子%以上15.5原子%以下とすることが最も好ましい。Pの組成比v1が上記の範囲であれば、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を向上させ、非晶質単相となるバルクの大きさを増大させることができる。

【0082】またCの組成比z1は、0原子%以上10原子%以下であることが好ましく、0原子%以上9.5原子%以下であることがより好ましく、0.5原子%以上6原子%以下であることが最も好ましい。更にBの組成比w1は、1原子%以上20原子%以下であることが好ましく、2原子%以上14原子%以下であることがより好ましく、4原子%以上11原子%以下であることが最も好ましい。

【0083】また、上記の金属ガラス合金の組成に元素L、元素M及び元素Eを添加することにより、金属ガラス合金の表面に不動態被膜を形成させて、金属ガラス合金の耐腐食性を向上させても良い。元素LはTi、Zr、Hf、Nb、Taのうちの一種以上の元素であり、C、Pと化合物を形成して金属ガラス合金の融点を向上させる。元素Lの組成比を示すd1は0原子%以上4原子%以下の範囲が好ましく、0原子%以上3原子%以下の範囲がより好ましく、0原子%以上2原子%以下の範囲が更に好ましい。組成比d1が4原子%を越えると、Feが相対的に低下して軟磁気特性が低下するとともに、金属ガラス合金が脆くなるので好ましくない。

【0084】元素MはV、Cr、Mo、Wのうちの一種以上の元素であり、これらの元素が特に金属ガラス合金の耐腐食性を向上させる。元素Mの中でも特にCrが好ましい。Crを組成比で8原子%程度添加すると、ハス

テロイ並の耐腐食性が得られる。元素Mの組成比を示すe1は0原子%以上8原子%以下の範囲が好ましく、0原子%以上6原子%以下の範囲がより好ましく、0原子%以上4原子%以下の範囲が更に好ましい。組成比e1が8原子%を越えると、Feが相対的に低下して軟磁気特性が低下するので好ましくない。また元素EはPd、Pt、Auのうちの一種以上の元素であり、この元素Eは極めて耐腐食性が高いと同時に他の合金構成元素に対して不活性であり、金属ガラス合金中で単相状態で存在することにより金属ガラス合金の耐腐食性を向上させる。元素Eの組成比を示すf1は0原子%以上8原子%以下の範囲が好ましく、0原子%以上6原子%以下の範囲がより好ましく、0原子%以上4原子%以下の範囲が更に好ましい。組成比f1が8原子%を越えると、Feが相対的に低下して飽和磁束密度が低下するので好ましくない。

【0085】また、上記の組成に、Geが4原子%以下含有されていてもよい。これらのいずれの場合の組成においても、この金属ガラス合金においては、35K以上、組成によっては50K以上の過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が得られる。また上記の組成で示される元素の他に不可避の不純物が含まれていても良い。

【0086】「金属ガラス合金の組成の別の例」次に、磁心2に用いられる金属ガラス合金の別の例として、上記のFe-Al-Ga-PCB(Si)系の金属ガラス合金からGaを除いたものであって、Feを主成分とし、Alと、前記元素Qとを含有したものを挙げることができる。なお元素QからSiを除いても良い。

【0087】この金属ガラス合金は、例えば次の組成式で表すことができる。

(Fe_{1-a2}T_{a2})100-x2-v2-z2-w2Al_{x2}(P_{1-b2}Si_{b2})_{v2}C_{z2}B_{w2}

ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、組成比を示すa2、b2、x2、v2、z2、w2は、0≤a2≤0.15、0<b2≤0.8、0原子%<x2≤20原子%、0原子%<v2≤22原子%、0原子%<z2≤12原子%、0原子%<w2≤16原子%である。金属ガラス合金が上記の組成である場合には、20K以上の過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を示す。

【0088】また組成比を示すa2、b2、x2、v2、z2、w2が、0≤a2≤0.15、0.1≤b2≤0.35、0原子%<x2≤15原子%、8原子%≤v2≤18原子%、0.5原子%≤z2≤7.4原子%、3原子%≤w2≤14原子%であることがより好ましい。金属ガラス合金が上記の組成である場合には、40K以上の過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を示す。

【0089】また、組成比を示すa2、b2、x2、v2、z2、w2が、0≤a2≤0.15、0.1≤b2≤0.28、0原子%<x2≤10原子%、11.3原子%≤v2≤14原子%、1.8原子%≤z2≤4.6原子%、

5. 3原子%≤w2≤8. 6原子%であることが最も好ましい。金属ガラス合金が上記の組成である場合には、60K以上の過冷却液体の温度間隔ΔTxを示す。

【0090】またこの金属ガラス合金は、例えば次の組成式で表すこともできる。

(Fe_{1-a2}Ta₂)100-x₂-v₂-z₂-w₂Al_{x2}(P_{1-b2}S_ib)v₂
Cz2Bw2Ld2Me2Ef2

ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、LはTi、Zr、Hf、Nb、Taのうちの一種以上の元素であり、MはV、Cr、Mo、Wのうちの一種以上の元素であり、EはPd、Pt、Auのうちの一種以上の元素であり、組成比を示すa₂、b₂、d₂、e₂、f₂、x₂、v₂、z₂、w₂は、0≤a₂≤0.15、0<b₂≤0.8、0原子%≤d₂≤4原子%、0原子%≤e₂≤8原子%、0原子%≤f₂≤8原子%、0原子%<x₂≤20原子%、0原子%<v₂≤22原子%、0原子%<z₂≤12原子%、0原子%<w₂≤16原子%である。金属ガラス合金が上記の組成である場合には、20K以上の過冷却液体の温度間隔ΔTxを示す。

【0091】また組成比を示すa₂、b₂、d₂、e₂、f₂、x₂、v₂、z₂、w₂が、0≤a₂≤0.15、0.1≤b₂≤0.35、0原子%≤d₂≤3原子%、0原子%≤e₂≤6原子%、0原子%≤f₂≤6原子%、0原子%<x₂≤15原子%、8原子%≤v₂≤18原子%、0.5原子%≤z₂≤7.4原子%、3原子%≤w₂≤14原子%であることがより好ましい。金属ガラス合金が上記の組成である場合には、40K以上の過冷却液体の温度間隔ΔTxを示す。

【0092】また、組成比を示すa₂、b₂、d₂、e₂、f₂、x₂、v₂、z₂、w₂が、0≤a₂≤0.15、0.1≤b₂≤0.28、0原子%≤d₂≤2原子%、0原子%≤e₂≤4原子%、0原子%≤f₂≤4原子%、0原子%<x₂≤10原子%、1.1.3原子%≤v₂≤14原子%、1.8原子%≤z₂≤4.6原子%、5.3原子%≤w₂≤8.6原子%であることが最も好ましい。金属ガラス合金が上記の組成である場合には、60K以上の過冷却液体の温度間隔ΔTxを示す。

【0093】この金属ガラス合金は、FeとAlとP、C、B、Siとを含有したもので、上記のFe-Al-Ga-PCB(Si)系の金属ガラス合金からGaを除去し、Fe量を増量させることなくこのGaの代わりにAlを増量させたものであり、大きな過冷却液体の温度間隔ΔTxを示し、更に極めて高い非晶質形成能を示す。上記の金属ガラス合金は非晶質形成能が高いことから、組織全体を完全な非晶質相とすることでき、透磁率及び飽和磁化が格段に向上し、優れた軟磁気特性を示す。また組織全体が完全な非晶質相であることから、適度な条件で熱処理した場合に結晶質相が析出せることなく内部応力を緩和でき、軟磁気特性をより向上させることができ。

【0094】Alは、この金属ガラス合金に必須の元素であり、特にAlの組成比×2を20原子%以下とすることにより、合金の非晶質形成能を格段に向上させて組織全体を完全な非晶質相とすることでき、また過冷却液体の温度間隔ΔTxを20K以上にすることができる。またAlは、Feとの間での混合エンタルピーが負であり、Feよりも原子半径が大きく、更にFeよりも原子半径が小さいP、B、Siとともに用いることにより、結晶化し難く、非晶質構造が熱的に安定化した状態となる。更にAlは金属ガラス合金のキュリー温度を高め、各種磁気特性の熱安定性を向上させることができる。Alの組成比×2は、20原子%以下であることが好ましく、0原子%を越えて15原子%以下であることがさらに好ましく、0原子%を越えて10原子%以下であることが最も好ましい。組成比×2が20原子%を越えると、Fe量が相対的に低下して飽和磁化が低下し、また過冷却液体の温度間隔ΔTxが消失するので好ましくない。

【0095】Feは磁性を担う元素であって、Alと同様にこの金属ガラス合金に必須の元素である。また、Feの一部をCo、Niのいずれか一方または両方の元素で置換しても良い。磁性を担う元素であるFeの組成比が向上すると、金属ガラス合金の飽和磁化を向上させることができる。

【0096】C、P、Si及びBは、先に説明したFe-Ga-PCB(Si)からなる金属ガラス合金のC、P、Si及びBと同じ作用を示す。PとSiを同時に添加する場合は、PとSiの合計量を示す組成比v2を0原子%を越えて22原子%以下とすることが好ましく、8原子%以上18原子%以下とすることがより好ましく、1.1.3原子%以上14原子%以下とすることが最も好ましい。PとSiの合計量を示す組成比v2が上記の範囲であれば、過冷却液体の温度間隔ΔTxを向上させることができる。

【0097】PとSiを同時に添加した場合のSiとPとの比を表す組成比b2は、組成比v2が0原子%を越えて22原子%以下のときに0<b2≤0.8とすることが好ましく、組成比v2が1.1.3原子%以上14原子%以下のときに0.1≤b2≤0.35とすることが好ましく、組成比v2が1.1.3原子%以上14原子%以下のときに0.1≤b2≤0.28とすることが好ましい。組成比b2が0.8を越えるとSiの量が過剰になり、過冷却液体領域ΔTxが消滅するおそれがあるので好ましくない。なお、このときの金属ガラス合金におけるSiの濃度を示すと、好ましい場合に17.6原子%以下、より好ましい場合に0.8原子%以上6.3原子%以下、最も好ましい場合に1.13原子%以上3.92原子%以下となる。

【0098】PとSiの組成比を示すb2、v2を上記の範囲とすれば、過冷却液体の温度間隔ΔTxを向上させ

ることができる。

【0099】またCの組成比 $\epsilon 2$ は、0原子%を越えて12原子%以下であることが好ましく、0.5原子%以上7.4原子%以下であることがより好ましく、1.8原子%以上4.6原子%以下であることが最も好ましい。更にBの組成比 $\omega 2$ は、0原子%を越えて16原子%以下であることが好ましく、3原子%以上14原子%以下であることがより好ましく、5.3原子%以上8.6原子%以下であることが最も好ましい。

【0100】また、上記の金属ガラス合金の組成に元素L、元素M及び元素Eを添加することにより、金属ガラス合金の表面に不動態被膜を形成させて、金属ガラス合金の耐腐食性を向上させても良い。元素LはTi、Zr、Hf、Nb、Taのうちの一種以上の元素であり、C、Pと化合物を形成して金属ガラス合金の融点を向上させる。元素Lの組成比を示す $d 2$ は0原子%以上4原子%以下の範囲が好ましく、0原子%以上3原子%以下の範囲がより好ましく、0原子%以上2原子%以下の範囲が更に好ましい。組成比 $d 2$ が4原子%を越えると、Fe量が相対的に低下して軟磁気特性が低下するとともに、金属ガラス合金が脆くなるので好ましくない。

【0101】元素MはV、Cr、Mo、Wのうちの一種以上の元素であり、これらの元素が特に金属ガラス合金の耐腐食性を向上させる。元素Mの中でも特にCrが好ましい。Crを組成比で8原子%程度添加すると、ハステロイ並の耐腐食性が得られる。元素Mの組成比を示す $e 2$ は0原子%以上8原子%以下の範囲が好ましく、0原子%以上6原子%以下の範囲がより好ましく、0原子%以上4原子%以下の範囲が更に好ましい。組成比 $e 2$ が8原子%を越えると、Fe量が相対的に低下して軟磁気特性が低下するので好ましくない。また元素EはPd、Pt、Auのうちの一種以上の元素であり、この元素Eは極めて耐腐食性が高いと同時に他の合金構成元素に対して不活性であり、金属ガラス合金中で単相状態で存在することにより金属ガラス合金の耐腐食性を向上させる。元素Eの組成比を示す $f 2$ は0原子%以上8原子%以下の範囲が好ましく、0原子%以上6原子%以下の範囲がより好ましく、0原子%以上4原子%以下の範囲が更に好ましい。組成比 $f 2$ が8原子%を越えると、Fe量が相対的に低下して飽和磁束密度が低下するので好ましくない。

【0102】また、上記の組成に、Geが4原子%以下含有されていてもよい。これらのいずれの場合の組成においても、本発明においては、35K以上、組成によつては50K以上の過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が得られる。また上記の組成で示される元素の他に不可避的不純物が含まれていても良い。

【0103】「金属ガラス合金の組成のその他の例」次に、磁心2に好適に用いられる金属ガラス合金のその他の例として、Fe、Co、Niのうちの1種又は2種以

上の元素を主成分とし、Zr、Nb、Ta、Hf、Mo、Ti、V、Cr、Wのうちの1種又は2種以上の元素MとBを含んでなるものを例示できる。

【0104】この金属ガラス合金の組成式は次の通りである。

(Fe $1-a 3-b 3$ Co $a 3$ Ni $b 3$) 100-x $3-y 3$ M $x 3$ B $y 3$

なお、組成比を示す $a 3$ 、 $b 3$ 、 $x 3$ 、 $y 3$ は、 $0 \leq a 3 \leq 0.29$ 、 $0 \leq b 3 \leq 0.43$ 、5原子% $\leq x 3 \leq 20$ 原子%、10原子% $\leq y 3 \leq 22$ 原子%である。また、前記の組成式において、Zrを必ず含み、 ΔT_x が25K以上であることが好ましい。また、この金属ガラス合金の ΔT_x が60K以上であることがより好ましい。更に、組成比を示す $a 3$ 、 $b 3$ が、0.042 $\leq a 3 \leq 0.29$ 、0.042 $\leq b 3 \leq 0.43$ の関係にされてなることがより好ましい。

【0105】また、この金属ガラス合金は、下記の組成式で表されるものであっても良い。

(Fe $1-a 3-b 3$ Co $a 3$ Ni $b 3$) 100-x $3-y 3-z 3$ M $x 3$ B $y 3$ T $z 3$

なお、組成比を示す $a 3$ 、 $b 3$ 、 $x 3$ 、 $y 3$ 、 $z 3$ は、 $0 \leq a 3 \leq 0.29$ 、 $0 \leq b 3 \leq 0.43$ 、5原子% $\leq x 3 \leq 20$ 原子%、10原子% $\leq y 3 \leq 22$ 原子%、0原子% $\leq z 3 \leq 5$ 原子%であり、TはRu、Rh、Pd、Os、Ir、Pt、Al、Si、Ge、C、Pのうちの1種又は2種以上の元素である。また、この金属ガラス合金の ΔT_x が60K以上であることがより好ましい。更に、組成比を示す $a 3$ 、 $b 3$ が、0.042 $\leq a 3 \leq 0.29$ 、0.042 $\leq b 3 \leq 0.43$ の関係にされてなることがより好ましい。

【0106】また、上記の各組成式における元素Mが(M' $1-c$ M' $'c$)で表され、M'がZrまたはHfのうちの1種または2種、M''がNb、Ta、Mo、Ti、V、Cr、Wのうちの1種または2種以上からなる元素であり、組成比 c が $0 \leq c \leq 0.6$ であってもよい。更に、前記組成において組成比 c が $0.2 \leq c \leq 0.4$ の範囲であってもよく、 $0 \leq c \leq 0.2$ の範囲であってもよい。更に前記の各組成式において、組成比 $a 3$ 、 $b 3$ が、0.042 $\leq a 3 \leq 0.25$ 、0.042 $\leq b 3 \leq 0.1$ であってもよい。

【0107】この金属ガラス合金の主成分であるFeとCoとNiは磁性を担う元素であり、高い飽和磁束密度と優れた軟磁気特性を得るために重要である。また、Feを多く含む成分系において ΔT_x が大きくなり易く、Feを多く含む成分系においてCoの組成比とNiの組成比を適正な値とすることで、 ΔT_x の値を60K以上にすることができる。具体的には、50K~60Kの ΔT_x を確実に得るために、Coの組成比 $a 3$ を $0 \leq a 3 \leq 0.29$ とし、Niの組成比 $b 3$ を $0 \leq b 3 \leq 0.43$ の範囲とすることが好ましく、また60K以上の ΔT_x を確実に得るために、Coの組成比 $a 3$ を $0.042 \leq a$

$3 \leq 0.29$ とし、 Ni の組成比 b_3 を $0.042 \leq b_3 \leq 0.43$ の範囲とすることが好ましい。また、前記の範囲内において、良好な軟磁気特性を得るためにには、 Co の組成比 a_3 を $0.042 \leq a_3 \leq 0.25$ の範囲とすることが好ましく、高い飽和磁束密度を得るためにには、 Ni の組成比 b_3 を $0.042 \leq b_3 \leq 0.1$ の範囲とすることがより好ましい。

【0108】元素Mは、非晶質相を生成させるために有効な元素であり、元素Mの組成比 x_3 は5原子%以上20原子%以下の範囲が好ましい。更に、高い磁気特性を得るために組成比 x_3 を5原子%以上15原子%以下としても良い。これら元素Mのうち、特に Zr または Hf が有効である。 Zr または Hf は、その一部をNb等の元素に置換できるが、置換する場合の組成比cを、 $0 \leq c \leq 0.6$ の範囲とすると高い ΔTx を得ることができ、特に $0.2 \leq c \leq 0.4$ の範囲とすると ΔTx を80以上とすることができます。

【0109】Bは、高い非晶質形成能があり、本発明ではBの組成比 y_3 を10原子%以上22原子%以下の範囲としている。組成比 y_3 が10原子%未満であると、 ΔTx が消滅するために好ましくなく、22原子%を越えると非晶質相が形成できなくなるために好ましくない。より高い非晶質形成能と良好な磁気特性を得るために、組成比 y_3 を16原子%以上20原子%以下とすることがより好ましい。

【0110】この金属ガラス合金に更に、元素Tで示されるRu、Rh、Pd、Os、Ir、Pt、Al、Si、Ge、C、Pのうちの1種又は2種以上の元素を添加することもできる。本発明ではこれらの元素Tの組成比 z_3 を0原子%以上5原子%以下の範囲とすることができます。これらの元素Tは主に耐食性を向上させる目的で添加するもので、この範囲を外れると軟磁気特性が低下する。また、この範囲を外れると非晶質形成能が劣化するために好ましくない。

【0111】また、上記の組成において原子Bの50%以下をCで置換しても良い。上記のいずれの場合の組成においても本発明に係る金属ガラス合金では、20K以上、組成によっては60K以上の過冷却液体の温度間隔 ΔTx が得られる。

【0112】「磁心の製造方法」本発明に係る磁心2は、例えば次のようにして製造できる。この磁心2は、金属ガラス合金の粉末を製造する粉末製造工程と、この金属ガラス合金の粉末に絶縁材を加えて混合し、更に圧縮成形して磁心前駆体を形成する成形工程と、磁心前駆体を熱処理して内部応力を除去する熱処理工程を経て製造される。

【0113】粉末製造工程ではまず、上述のいずれかの組成の金属ガラス合金の溶湯を回転する冷却ロールの冷却面に噴出させて急冷するいわゆるロール急冷法により、金属ガラス合金薄帯を製造する。次に、得られた金

属ガラス合金薄帯を粉碎して粉末とする。粉碎には、ロータミル、ポールミル、ジェットミル、アトマイザー、磨碎機等を用いる。

【0114】次に、粉碎体を分級して所定の平均粒径を有する粉末とする。粉碎により粉末を作成する場合は、粉末の平均粒径を30μm以上、より好ましくは45μm以上300μm以下とするのがよい。平均粒径が30μm未満であると、粉碎の際にロータミル等からのコンタミネーションが起こる可能性もあるので好ましくない。平均粒径が300μmを越えると、絶縁材を混合して圧縮成形した際に圧粉磁心の組織中に空隙が残存して、磁心のコアロスが大きくなるので好ましくない。分級には、ふるい、振動ふるい、音波ふるい、気流式分級機等を用いることができる。

【0115】また、上記組成の金属ガラス合金の溶湯を、冷却ロールに霧状に吹き付けることによっても金属ガラス合金の粉末を得ることができる。また、上記組成の金属ガラス合金の溶湯を高圧ガスとともに霧状に吹き出して冷却したり、あるいは上記組成の金属ガラス合金の溶湯を水中に霧状に吹き出して冷却することによっても粉末を得ることができる。特に、上記組成からなる金属ガラス合金の溶湯を、高圧の不活性ガスとともに不活性ガスで満たされたチャンバ内部に霧状に噴霧し、該不活性ガス雰囲気中で急冷して合金粉末を製造するガスマスクライズ法を用いることが好ましい。

【0116】上記のように、合金溶湯を霧状に噴霧させて急冷した場合は、粒状あるいは略球状の粒子からなる金属ガラス合金粉末を得ることができる。この球状の粒子からなる粉末を用いて圧粉磁心を形成した場合は、圧粉磁心の充填密度を高くすることができ、粉末間の絶縁を確保しやすくなるので、磁気特性が劣化せず、優れたコアロスを発現させるとともに高周波帯域での透磁率の低下を抑制できる。

【0117】次に成形工程では、金属ガラス合金の粉末に絶縁材を加えて混合し、この混合物を圧縮成形して磁心前駆体を形成する。混合物中の絶縁材の混合率は、0.2重量%以上5重量%以下であることが好ましい。絶縁材が0.2重量%未満では、金属ガラス合金の粉末をこの絶縁材とともに所定の形状に成形できなくなるので好ましくない。また、絶縁材が5重量%を越えると、磁心における金属ガラス合金の含有率が低下し、磁心の軟磁気特性が低下するので好ましくない。また、圧縮成形する前に混合物に含まれる溶剤、水分等を蒸発させ、金属ガラス合金粉末の表面に絶縁材層を形成させることが望ましい。

【0118】次にこの混合物を圧縮成形して磁心前駆体を製造する。まず、所定の金型に混合物を充填し、次に、金型に成形圧力を印加しつつ所定の成形温度まで加熱して混合物を圧縮成形する。この圧縮成形には、例えば金型を所定の成形圧力で加圧しつつ、パルス電流を印

加して加熱しつつ圧縮成形する放電プラズマ焼結処理を行うことが好ましい。この放電プラズマ焼結処理は、通電電流により混合物を所定の速度で素早く昇温することができ、圧縮成形の時間を短くすることができるので、金属ガラス合金の非晶質相を維持したまま圧縮成形するのに適している。

【0119】本発明において、混合物を圧縮成形する際の成形温度は、絶縁材の種類と金属ガラス合金の組成によって異なるが、絶縁材として水ガラス、金属ガラス合金としてFe70Al5Ga2P9.65C5.75B4.6Si3なる組成のものを用いた場合には、絶縁材によって金属ガラス合金を結着させるために373K以上とする必要があり、また絶縁材が溶融して金型からしみ出さないようにするには573K以下とする必要である。絶縁材がしみ出ると、磁心2中の絶縁材の含有量が低下して磁心2の比抵抗が低下し、高周波帯域における透磁率が低下してしまう。従って373K以上573K以下の温度範囲で混合物を圧縮成形すれば、絶縁材が適度に軟化するので、金属ガラス合金の粉末を結着させて混合物を所定の形状に成形することができる。

【0120】また混合物に印加する成形圧力（一軸圧力）については、圧力が低すぎると磁心2の密度を高くすることができず、緻密な磁心2を形成できなくなる。また、圧力が高すぎると絶縁材がしみ出し、磁心2中の絶縁材の含有量が低下して磁心2の比抵抗が低下し、高周波帯域における透磁率が低下してしまう。従って成形圧力は、絶縁材の種類と金属ガラス合金の組成によって異なるが、絶縁材として水ガラス、金属ガラス合金としてFe70Al5Ga2P9.65C5.75B4.6Si3なる組成のものを用いた場合には、600MPa以上1500MPa以下とするのが好ましく、600MPa以上900MPa以下とするのがより好ましい。このようにして円環状の磁心前駆体が得られる。

【0121】次に磁心前駆体を熱処理して内部応力を除去する熱処理工程を行う。磁心前駆体を所定の温度範囲で熱処理すると、粉末製造工程や成形工程にて生じた磁心前駆体自体の内部応力や、磁心前駆体に含まれる金属ガラス合金粉末の内部応力を除去することができ、コアロスが低く振幅透磁率の磁界変化がほぼ一定である磁心を製造することができる。熱処理温度は、金属ガラス合金としてFe70Al5Ga2P9.65C5.75B4.6Si3なる組成のものを用いた場合にはガラス遷移温度をTgとしたときに、(Tg-170)K以上Tg以下の範囲が好ましく、(Tg-150)K以上(Tg-50)K以下の範囲がより好ましく、(Tg-120)K以上(Tg-60)K以下の範囲がさらに好ましい。

【0122】熱処理温度が(Tg-170)K未満では、磁心前駆体の内部応力を十分に除去することができないので好ましくなく、Tgを越えると、金属ガラス合金が結晶化してしまうので好ましくない。

【0123】このようにして得られた磁心2は、金属ガラス合金を含むものであるから、室温で優れた軟磁性特性を有し、また熱処理によってより良好な軟磁性特性を示すものである。このため、優れたSoft magnetic特性（軟磁性特性）を有する材料として、この磁心2を本発明に係るフィルタ6に好適に用いることができ、従来材に比べてコアロスが小さく、振幅透磁率が磁界変化に対してほぼ一定である磁心を提供できる。

【0124】尚、上記説明では、金属ガラス合金の粉末と絶縁材を含む混合物を放電プラズマ焼結処理により圧縮成形する方法を説明したが、これに限らず、通常の粉末成形法、ホットプレス法、押し出し法などの方法により圧縮成形することによっても磁心2を得ることができる。更に、絶縁材の種類と添加量、成形圧力を選択することにより室温で成形することも可能になる。

【0125】上記のフィルタ6は、上記組成の金属ガラス合金の粉末と絶縁材とからなる磁心2を備えており、絶縁材によって磁心2全体の比抵抗を高くすることができ、渦電流損失を低減して磁心2のコアロスを低くすることが可能になるので、低損失で発熱量が小さなフィルタ6を構成することができる。また上記の磁心2は、上記組成の金属ガラス合金粉末からなり、高周波数帯域における透磁率の低下が小さいので、フィルタ6の周波数特性を向上させることができる。また上記の磁心2は、比抵抗が1.5μΩ·m以上の上記組成の金属ガラス合金粉末からなるので、高周波における金属ガラス合金粒子内の渦電流損失が低減され、よりコアロスが低い磁心を構成することができ、低損失で発熱量が小さなフィルタ6を構成することができる。

【0126】また、上記の磁心2は、200A/mの磁界における振幅透磁率を基準としたときの2000A/mの磁界における振幅透磁率の変化率が±10%以内であるので、パルス状の交流電流を波形歪みを伴うことなく平滑化することができ、出力波形の歪みが小さなフィルタ6を構成することができる。また、上記の磁心2は、100kHzにおける透磁率が50以上200以下であるので、コイル3の巻回数を少なくしてインダクタ1を小型化でき、これによりフィルタ6若しくは増幅装置4を小型化することができる。

【0127】そして、上記の増幅装置4は、低損失で波形歪みの小さな上記のフィルタ6を備えているので、増幅装置4自体の発熱を小さくできるとともに、波形歪みが小さくできるため増幅率を更に増加しても歪みの小さな良質な出力電流を供給することができる。

【0128】

【実施例】（実験例1：FeAlGaPCBSi系合金の物性）Fe、Al及びGaと、Fe-C合金、Fe-P合金、B及びSiを原料としてそれぞれ所定量秤量し、減圧Ar雰囲気下においてこれらの原料を高周波誘導加熱装置で溶解し、Fe70Al5Ga2P9.65C5.75B4.6

Si_3 なる組成のインゴットを作製した。このインゴットをつぼ内に入れて溶解し、減圧Ar雰囲気下でつぼのノズルから回転しているロールに溶湯を吹き出して急冷する単ロール法により、幅15mm、厚さ20μmの非晶質相組織の金属ガラス合金の薄帯を得た。これをローターミルを用いて大気中で粉碎し、45~300μmの範囲の粒径のものをふるいで分級し、これを金属ガラス合金の粉末とした。

【0129】図6には、Fe70Al15Ga2P9.65C5.75B4.6Si3なる組成の実施例1の金属ガラス合金の粉末のX線回折測定の結果を示す。図6から明らかなように、実施例1のX線回折パターンは、ブロードなパターンを示しており、非晶質相を主体とする組織を有していることがわかる。

【0130】図7には、実施例1の金属ガラス合金の粉末のDSC曲線(Differential scanning calorimeter: 示差走査熱量測定による曲線(測定時の昇温速度: 40K/分))を示す。図7から、実施例1の金属ガラス合金の粉末については、 $T_x = 805K$ (532°C)、 $T_g = 745K$ (472°C)、 $\Delta T_x = 60K$ が求められる。このように、Fe70Al15Ga2P9.65C5.75B4.6Si3なる組成の金属ガラス合金粉末には結晶化温

度 T_x 以下の広い温度領域で過冷却液体域が存在し、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ で示される値が大きく、この系の組成の合金が高いアモルファス形成能と高い熱的安定性を有することがわかる。

【0131】(実験例2: FeAlPCBSi系合金の物性) Fe及びAlと、Fe-C合金、Fe-P合金、B及びSiを原料としたこと以外は実験例1と同様にして、種々の組成の実施例2~実施例15の金属ガラス合金の薄帯を得た。

【0132】実施例2~15の金属ガラス合金の薄帯の組成を表1に示す。実施例2~15の組成は、Fe70Al17(P0.76Si0.24)v1Cz1Bw1(但し、v1は10.35~14.95原子%、z1は1.15~8.05原子%、w1は2.3~9.2原子%である)のものであった。また、実施例2~15の金属ガラス合金について、X線回折により結晶構造の解析を行った。結果を図8に示す。更に、実施例5及び実施例15の金属ガラス合金について、DSC測定を行った。DSC測定の際の昇温速度は40K/分であった。結果を図9及び表2に示す。

【0133】

【表1】

合金組成	
実施例2	Fe ₇₀ Al ₁₇ (P _{0.76} Si _{0.24})v ₁ Cz ₁ Bw ₁
実施例3	Fe ₇₀ Al ₁₇ (P _{0.76} Si _{0.24}) _{12.65} C _{5.75} B _{4.6}
実施例4	Fe ₇₀ Al ₁₇ (P _{0.76} Si _{0.24}) _{10.35} C _{8.05} B _{4.6}
実施例5	Fe ₇₀ Al ₁₇ (P _{0.76} Si _{0.24}) _{10.35} C _{5.75} B _{6.9}
実施例6	Fe ₇₀ Al ₁₇ (P _{0.76} Si _{0.24}) _{14.95} C _{3.45} B _{4.6}
実施例7	Fe ₇₀ Al ₁₇ (P _{0.76} Si _{0.24}) _{14.95} C _{5.75} B _{2.3}
実施例8	Fe ₇₀ Al ₁₇ (P _{0.76} Si _{0.24}) _{12.65} C _{8.05} B _{2.3}
実施例9	Fe ₇₀ Al ₁₇ (P _{0.76} Si _{0.24}) _{10.35} C _{3.45} B _{9.2}
実施例10	Fe ₇₀ Al ₁₇ (P _{0.76} Si _{0.24}) _{12.65} C _{1.15} B _{9.2}
実施例11	Fe ₇₀ Al ₁₇ (P _{0.76} Si _{0.24}) _{14.95} C _{1.15} B _{6.9}
実施例12	Fe ₇₀ Al ₁₇ (P _{0.76} Si _{0.24}) _{12.65} C _{4.6} B _{5.75}
実施例13	Fe ₇₀ Al ₁₇ (P _{0.76} Si _{0.24}) _{11.5} C _{4.6} B _{6.9}
実施例14	Fe ₇₀ Al ₁₇ (P _{0.76} Si _{0.24}) _{11.5} C _{3.45} B _{8.05}
実施例15	Fe ₇₀ Al ₁₇ (P _{0.76} Si _{0.24}) _{12.65} C _{2.3} B _{8.05}

【0134】

【表2】

	Tg(K)	Tx(K)	$\Delta T_x(K)$
実施例5	758	821	63
実施例15	760	822	61

【0135】図8から明らかなように、実施例2~15のX線回折パターンはブロードなパターンを示しており、非晶質相を主体とする組織を有していることがわかる。

【0136】また、図9及び表2から明らかなように、

実施例5のDSC曲線には、758Kにガラス遷移温度 T_g が認められ、821Kに結晶化開始温度 T_x が観察され、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ で示される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x は63Kであった。また、実施例15の金属ガラス合金のDSC曲線には、760Kにガラス遷移温度 T_g が認められ、821Kに結晶化開始温度 T_x が観察され、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x は61Kであった。

【0137】以上のことから、実施例2~15の金属ガラス合金には、結晶化温度 T_x 以下の広い温度領域で過冷却液体域が存在し、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ で示される値が大きいことが分かる。従ってFe、Ga、P、C、Bお

よりSiからなる合金であっても、20K以上の広い過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を示すことがわかる。

【0138】次に、実施例2～15の全ての金属ガラス合金薄帯についてDSC測定を行い、ガラス遷移温度 T_g 、結晶化開始温度 T_x をそれぞれ測定するとともに、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を求めた。なお、DSC測定の際の昇温速度は40K/分であった。図10にガラス遷移温度 T_g の組成依存性、図11に結晶化開始温度 T_x の組成依存性、図12に過冷却液体の温度間隔 ΔT_x の組成依存性をそれぞれ示す。

【0139】なお、図10～図12の三角組成図中のプロットの添え数字は、ガラス遷移温度 T_g 、結晶化開始温度 T_x 、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x の値をそれぞれ示す。また、図10～図12の三角組成図には等温線を記入しており、この等温線の近傍に付した数字はこれらの等温線の値を示す。

【0140】図10よりガラス遷移温度 T_g は、B量の増加及びC量の減少伴って上昇しており、 T_g の760Kの等温線がBの組成比w1の4.1～8.05原子%の範囲、かつCの組成比z1の2.3～5.1原子%の範囲にある。また図11より結晶化開始温度 T_x は、 T_g と同様にB量の増加及びC量の減少に伴って上昇し、 T_x の815Kの等温線がBの組成比w1の4～8.4原子

%の範囲、かつCの組成比z1の0.3～5原子%の範囲にある。そして図12に示すように、図10に示す T_g の760Kの等温線と、図11に示す T_x の815Kの等温線とに囲まれた範囲が、 ΔT_x の60Kの等温線の範囲に相当し、この範囲内で過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が60Kを越えており、特にFe70Ga17(P0.76Si0.24)12.65C3.45B6.9なる組成の実施例5の金属ガラス合金の ΔT_x が63Kと最大であることがわかる。

【0141】(実験例3:FeGaPCBSi系合金の物性) Fe及びGaと、Fe-C合金、Fe-P合金、B及びSiを原料としたこと以外は実験例1と同様にして、種々の組成の実施例16～実施例32の金属ガラス合金の薄帯を得た。

【0142】実施例16～実施例32の金属ガラス合金薄帯の組成を表3に示す。また、実施例16～32について、X線回折法により結晶構造の解析を行った。結果を図13及び図14に示す。更に、実施例29の金属ガラス合金について、DSC測定を行った。DSC測定の昇温速度は40K/分とした。結果を図15及び表3に示す。

【0143】

【表3】

	合金組成	T_g (K)	T_x (K)	ΔT_x (K)
実施例16	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{8.89} C _{5.57} B _{5.09} Si _{3.45}	730	790	47
実施例17	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{6.11} C _{9.13} B _{4.45} Si _{3.31}	731	769	38
実施例18	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{7.94} C _{5.57} B _{6.41} Si _{3.08}	752	791	51
実施例19	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{10.64} C _{3.14} B _{5.09} Si _{4.13}	739	800	58
実施例20	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{10.55} C _{5.57} B _{2.79} Si _{4.09}	732	769	39
実施例21	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{8.46} C _{9.08} B _{1.64} Si _{3.82}	722	749	28
実施例22	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{7.91} C _{3.38} B _{8.12} Si _{3.59}	750	804	54
実施例23	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{8.89} C _{0.97} B _{9.69} Si _{3.45}	750	805	55
実施例24	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{10.49} C _{0.97} B _{7.39} Si _{4.15}	752	801	49
実施例25	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{12.2} C _{0.97} B _{5.09} Si _{4.74}	753	784	46
実施例26	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{12.2} C _{3.27} B _{2.79} Si _{4.74}	750	798	48
実施例27	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{8.89} C _{2.12} B _{8.54} Si _{3.45}	746	803	57
実施例28	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{10.52} C _{2.37} B _{6.08} Si _{4.08}	749	802	53
実施例29	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{11.61} C _{3.27} B _{6.24} Si _{1.88}	740	800	60
実施例30	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{6.05} C _{4.68} B _{8.34} Si _{3.93}	752	798	46
実施例31	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{5.36} C _{3.53} B _{10.84} Si _{3.47}	765	808	43
実施例32	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{5.65} C _{1.23} B _{12.46} Si _{3.66}	767	808	41

【0144】図13及び図14から明らかなように、実施例16～32のX線回折パターンはいずれもプロードなパターンを示しており、非晶質相を主体とする組織を有していることがわかる。

【0145】また、図15及び表2から明らかなように、実施例29のDSC曲線には、740Kにガラス遷移温度 T_g が認められ、800Kに結晶化開始温度 T_x が

観察される。また、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ で示される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x は60Kであった。更にガラス遷移温度 T_g と融点 T_m の比である T_g/T_m は0.58であった。また、Fe70Ga15Ga2P9.65C5.75B4.6Si3なる組成の実施例1の金属ガラス合金についても T_g/T_m を求めたところ、0.59の値を示した。

【0146】以上のことから、実施例29の金属ガラス

合金は、A₁が添加されていないにもかかわらず、結晶化温度Tx以下の大いな温度領域で過冷却液体域が存在し、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ で示される値が大きく、金属ガラスであることが分かる。また実施例29の金属ガラス合金のT_g/T_mは実施例1の金属ガラス合金のT_g/T_mとほぼ同等な値を示しており、このT_g/T_mの値は合金の非晶質形成能を示す指標であることから、実施例29の金属ガラス合金はA₁が添加されていないにもかかわらず、実施例1の金属ガラス合金とほぼ同等の高い非晶質形成能を有していることが分かる。従ってFe、Ga、P、C、BおよびSiからなる合金であっても、非晶質形成能が高く、20K以上の広い過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を示すことがわかる。

【0147】次に、得られた全ての金属ガラス合金について、DSC測定を行い、ガラス遷移温度T_g、結晶化開始温度Txを測定するとともに、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を求めた。DSC測定の昇温速度は40K/分とした。図16にガラス遷移温度T_gの組成依存性、図17に結晶化開始温度Txの組成依存性、図18に過冷却液体の温度間隔 ΔT_x の組成依存性をそれぞれ示す。また、表3に、各実施例の金属ガラス合金のガラス遷移温度T_g、結晶化開始温度Tx、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を示す。

【0148】なお、図16～図18の三角組成図中のプロットの添え数字は、ガラス遷移温度T_g、結晶化開始温度Tx、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x の値をそれぞれ示す。また、図16～図18の三角組成図には、等温線若しくは等温線を記入しており、これらの線の近傍に付した数字は等温線若しくは等高線の値を示す。

【0149】図16よりガラス遷移温度T_gは、Bの増加に伴って上昇しており、T_gの750Kの等温線がBの組成比w2の1.5～10.5原子%の範囲にある。また図17より結晶化開始温度Txは、T_gの場合と同様にBの増加に伴って上昇しており、Txの800Kの等

温線がBの組成比w2の4.5～10.5原子%の範囲にある。そして図18に示すように、図16に示すT_gの750Kの等温線と、図17に示すTxの800Kの等温線とに囲まれた範囲が、 ΔT_x の50Kの等温線の範囲に相当し、この範囲内で過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が50Kを越えていることがわかる。

【0150】(実験例4: FeNiCoMB系合金の物性) Fe、Co、Ni、Hf及びNbと、Bを原料としたこと以外は実験例1とほぼ同様にして、実施例33～実施例36の(Fe_{1-a3-b3}Co_{a3}Ni_{b3})₇₀Zr₁₀B₂₀なる組成の金属ガラス合金の薄帯を得た。また、上記と同様にしてFe₅₆Co₇Ni₇Hf₈Nb₂B₂₀なる組成の金属ガラス合金薄帯を得た。この薄帯をローターミルにより大気中で粉碎し、45～150μmの粒径のものを分級し、これを実施例37の金属ガラス合金粉末とした。

【0151】図19には、実施例37の金属ガラス合金粉末のX線回折の結果を示す。図19から明らかなように、この金属ガラス合金粉末のX線回折パターンはブロードなパターンを示し、非晶質相を主体とする組織であることがわかる。また図20には、実施例37の金属ガラス合金粉末のDSC曲線(測定時の昇温速度: 40K/分)を示す。図20から明らかなように、この組成の金属ガラス合金においては、Tx=868K、T_g=803K、 ΔT_x =65Kとなっている。

【0152】また図21には、実施例33～36の(Fe_{1-a3-b3}Co_{a3}Ni_{b3})₇₀Zr₁₀B₂₀なる組成の金属ガラス合金のT_gに対するFeとCoとNiの組成依存性を示し、図22には同組成系における ΔT_x (=Tx-T_g)の値に対するFeとCoとNiの組成依存性を示す。また表4に、実施例33～36の ΔT_x を示す。

【0153】

【表4】

	合金組成	ΔT_x
実施例33	Fe ₆₀ Co ₃ Ni ₇ Zr ₁₀ B ₂₀	68K
実施例34	Fe ₅₆ Co ₇ Ni ₇ Zr ₁₀ B ₂₀	68K
実施例35	Fe ₄₉ Co ₇ Ni ₁₄ Zr ₁₀ B ₂₀	68K
実施例36	Fe ₃₅ Co ₁₄ Ni ₂₁ Zr ₁₀ B ₂₀	68K

【0154】図22から明らかなように、(Fe_{1-a3-b3}Co_{a3}Ni_{b3})₇₀Zr₁₀B₂₀なる組成の全ての範囲において ΔT_x の値は25Kを超えており。また、図21からわかるようにT_gの値に関し、Coを7原子%程度から50原子%程度の範囲で増加させることでT_gが単調に増加することも明らかになった。一方、 ΔT_x に関し、図22に示すようにFeを多く含む組成系において大きな値になっていることがわかり、 ΔT_x を60K以上にするには、Co含有量を3原子%以上、20原

子%以下、Ni含有量を3原子%以上、30原子%以下にすることが好ましいことがわかる。また表4から明らかなように、実施例33～36の金属ガラス合金は、いずれも ΔT_x が68Kであり、60Kを越えていることが判る。

【0155】なお、(Fe_{1-a3-b3}Co_{a3}Ni_{b3})₇₀Zr₁₀B₂₀なる組成においてCo含有量を3原子%以上にするには、(Fe_{1-a3-b3}Co_{a3}Ni_{b3})を70原子%とするので、Coの組成比a3が0.042以上、Co

含有量を20原子%以下にするには、Coの組成比a3が0.29以下となる。また、同様にNi含有量を3原子%以上にするにはNiの組成比b3が0.042以上、30原子%以下にするには、Niの組成比b3が0.43以下となる。

【0156】このように、上記組成の金属ガラス合金は、非晶質相を主相とするとともに結晶化温度Tx以下の広い温度領域で過冷却液体域が存在し、 $\Delta Tx = Tx - Tg$ で示される値が大きく、この系の組成の合金が高いアモルファス形成能と高い熱的安定性を有することがわかる。

【0157】以上、実験例1～実験例4の結果より、本発明に係る金属ガラス合金は、いずれも非晶質相を主相とする組織からなり、20K以上、組成によっては60K以上の過冷却液体の温度間隔 ΔTx を有することが分かる。

【0158】(実験例5：金属ガラス合金の磁気特性)
実験例1とほぼ同様にして、種々の組成の金属ガラス合金薄帯を得た。次にこれらの薄帯を、ローターミルを用いて大気中で粉碎し、45～150μmの範囲の粒径のものをふるいで分級し、これらを実験例38～41の金属ガラス合金の粉末とした。

【0159】また、Fe及びAlと、Fe-C合金、Fe-P合金、B及びSiを原料としてそれぞれ所定量秤量し、減圧Ar雰囲気下においてこれらの原料を高周波誘導加熱装置で溶解し、種々の組成のインゴットを作製した。次に溶湯のつぼ及びチャンバを主体として構成される高圧ガス噴霧装置を用意し、前記のインゴットをこの高圧ガス噴霧装置の溶湯のつぼ内に入れて溶解し、溶湯のつぼ先端の溶湯ノズルからチャンバに向けて、溶湯のつぼ内の合金溶湯を高圧アルゴンガスと共に噴射して霧状にし、チャンバ内でこの霧状の合金溶湯を急冷させることにより、粒径が1～150μmの範囲の金属ガラス合金粉末を得た。これを実験例42の金属ガラス合金の粉末とした。

【0160】実験例38～41の金属ガラス合金粉末97重量部に対し、絶縁材としてステアリン酸カルシウム1重量部と水ガラス2重量部とを混合して混合物とした。この混合物を大気中200°Cで1時間乾燥して解碎した。この混合物をWC製の金型に充填した後、放電ブ

ラズマ焼結装置を用い、 6.6×10^{-3} Paの減圧雰囲気中で、混合物を成形圧力Ps600MPaまたは1500MPaまで加圧するとともに、通電装置からパルス電流を通電して混合物を室温(298K(25°C))から373K(100°C)、473K(200°C)または573K(300°C)の成形温度Tsまで加熱した。そして、混合物に前記の成形圧力Psを印加したままで前記の成形温度Tsを約8分間保持することにより圧縮成形を行った。そして、昇温速度5K/分で673Kまたは703Kの熱処理温度まで加熱して60分間熱処理することにより、実験例38～41の磁心を製造した。これらの磁心の形状は外径12mm、内径6mm、厚さ2mmの円環状であった。

【0161】また、実験例42の金属ガラス合金粉末98重量部に2重量部のシリコーンエラストマーを混合して混合物とし、この混合物に対して、成形圧力Psを1500MPa、成形温度Tsを室温(298K(25°C))、昇温速度40K/分で(683K(410°C))まで加熱して60分間熱処理する条件としたこと以外は上記実験例38～41と同様にして、実験例42の磁心を製造した。この磁心の形状は外径12mm、内径6mm、厚さ2mmの円環状であった。

【0162】表5に、実験例38～42の圧粉磁心の合金組成及び製造条件を示す。また表6に、実験例42の圧粉磁心に使用した金属ガラス合金のガラス遷移温度Tg、結晶化開始温度Tx及び過冷却液体の温度間隔 ΔTx を示す。測定はDSCで行い、昇温速度は0.67K/秒であった。また、これらの圧粉磁心について、振幅透磁率の変化率($\Delta \mu'$)とコアロス(W)を測定した。図23及び図24には、200A/mの磁界における振幅透磁率を基準としたときの振幅透磁率の変化率($\Delta \mu'$)と磁界との関係を示す。また図25及び図26には、コアロス(W)の周波数特性を示す。コアロス(W)は磁束密度Bm0.1Tの条件で測定した。

【0163】また、比較例1として、カーボニル鉄圧粉磁心の振幅透磁率の変化率($\Delta \mu'$)とコアロスを測定した。結果を図23～図26に併せて示す。

【0164】

【表5】

	合金組成	成形温度 Ts(K)	成形圧力 Ps(MPa)
実験例38	Fe ₇₀ Al ₁₅ Ga ₂ P _{9.65} C _{5.75} B _{4.6} Si ₃	298	1500
実験例39	Fe ₇₀ Al ₁₅ Ga ₂ P _{9.65} C _{5.75} B _{4.6} Si ₃	373	1500
実験例40	Fe ₇₀ Al ₁₅ Ga ₂ P _{9.65} C _{5.75} B _{4.6} Si ₃	473	1500
実験例41	Fe ₇₇ Al _{12.14} Ga _{0.86} P _{9.36} C ₃ B ₆ Si _{2.54}	573	600
実験例42	Fe ₇₇ Al ₁₁ P _{9.23} C _{2.2} B _{7.7} Si _{2.87}	298	1500

【0165】

【表6】

	T _g (K)	T _x (K)	ΔT _x (K)
実施例42	497	535	38

【0166】まず、表6に示すように、FeAlPCB S_iからなる実施例42の合金は、T_gが497K、T_xが535K、ΔT_xが38Kを示しており、金属ガラス合金であることがわかる。次に図23に示すように、実施例38～41の磁心はいずれも、2000A/mの磁界における変化率(Δμ')が-5%程度であり、これは±10%の範囲内であり、振幅透磁率が磁界変化に対してほぼ一定であることがわかる。また図24に示すように、実施例42の磁心は、2000A/mの磁界における変化率(Δμ')が-1%程度であり、磁界変化に対する振幅透磁率の変化が極めて安定であることがわかる。一方、比較例1の磁心は、2000A/mの磁界における変化率(Δμ')が+10%を越えており、振幅透磁率が磁界変化に対して大きく変化していることがわかる。

【0167】次に図25に示すように、実施例38～41の磁心は、周波数10kHzにおいて3～25kWm⁻³程度の比較的小さなコアロスを示しており、特に実施例38の磁心は、10kHzにおいて3kWm⁻³という極めて低いコアロスを示している。また、周波数100kHzでは、実施例38～41のいずれの磁心も500～800kWm⁻³程度のコアロス(W)を示している。また図26に示すように、実施例42の磁心は、周波数20kHzにおいて9kWm⁻³程度のコアロスを示しており、周波数100kHzにおいて約300kWm⁻³程度、200kHzにおいて約580kWm⁻³程度のコアロス(W)を示している。一方、比較例1の磁心のコアロス(W)は、周波数10kHzで250kWm⁻³、周波数100kHzで2000kWm⁻³であり、実施例38～41もしくは実施例42と比較してコアロス(W)がかなり高くなっている。

【0168】従って、本発明に係る金属ガラス合金からなる磁心は、従来のカーボニル鉄圧粉磁心よりもコアロスが小さく、振幅透磁率が磁界変化に対して一定であることが分かる。従って本発明に係る磁心を、フィルタの磁心として用いた場合は、損失が小さく、発熱量が小さく、かつ平滑化後の波形の歪みが少ないフィルタを構成することができる。

【0169】

【発明の効果】以上、詳細に説明したように、本発明のフィルタは、コンデンサと、磁心に巻回されたコイルからなるインダクタを具備してなり、前記磁心が、過冷却液体の過渡間隔ΔT_xを有する金属ガラス合金の粉末と絶縁材とが混合されて成形されてなるものであり、この金属ガラス合金は結晶化温度よりも十分低い温度の熱処理により磁心の内部応力を緩和あるいは除去できるの

で、コアロスが低く、振幅透磁率が磁界変化に対してほぼ一定である磁心を構成することができ、フィルタの損失を小さくして発熱を小さくし、かつ波形の歪みを小さくできる。

【0170】また、比抵抗が1.5μΩ·m以上の金属ガラス合金を用いているので、高周波における金属ガラス合金粒子内の渦電流損失が低減され、よりコアロスが低い磁心を構成することができ、フィルタの損失をより小さくできる。また、絶縁材によって磁心全体の比抵抗を高くすることができ、渦電流損失をより低減して磁心のコアロスをさらに低くすることができます可能になるとともに、高周波数帯域での透磁率の低下を抑制することが可能になり、フィルタの高周波特性を向上できる。

【0171】また、200A/mの磁界における振幅透磁率を基準としたときの2000A/mの磁界における前記磁心の振幅透磁率の変化率が±10%以内であるので、フィルタの出力波形が歪むことがなく、このフィルタをパルス幅変調増幅器の平滑回路として好適に用いることができる。また、前記磁心の100kHzにおける透磁率が50以上200以下であるので、コイルの巻回数を少なくしてインダクタを小型化でき、フィルタを小型化できる。

【0172】また、本発明に係るフィルタの磁心は、所定の組成の金属ガラス合金からなり、従来のカーボニル鉄圧粉磁心よりもコアロスが小さく、振幅透磁率が磁界変化に対して一定であるので、フィルタの損失をより小さくして発熱量を低減し、かつ平滑化後の波形の歪みをより小さくできる。

【0173】また、本発明の増幅装置は、パルス電流を出力する増幅器と、該増幅器の出力側に接続されて前記パルス電流を平滑化するフィルタとからなり、前記フィルタは、コンデンサと、前記の磁心に巻回されたコイルからなるインダクタとを具備してなるので、低損失で発熱が小さく、波形歪みの小さな増幅装置を構成することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明の実施形態であるフィルタに用いられるインダクタの一例を示す斜視図である。

【図2】 本発明の実施形態である増幅装置の回路図である。

【図3】 図2に示す増幅装置の入力電流の波形を示す図である。

【図4】 図2に示す本発明の増幅装置に備えられたフィルタの入力電流の波形を示す図である。

【図5】 図2に示す増幅装置の出力電流の波形を示す図である。

【図6】 Fe70Al5Ga2P9.65C5.75B4.6Si3なる組成の実施例1の金属ガラス合金の粉末のX線回折結果を示す図である。

【図7】 実施例1の金属ガラス合金の粉末のDSC曲

線を示す図である。

【図8】 $Fe_{70}Al_7(P0.76S+0.24)_{v1}Cz1B_{w1}$ なる組成の実施例2～15の金属ガラス合金薄帯のX線回折測定の結果を示す図である。

【図9】 実施例5及び実施例15の金属ガラス合金薄帯のDSC曲線を示す図である。

【図10】 実施例2～15の金属ガラス合金薄帯のガラス遷移温度 T_g の組成依存性を示す図である。

【図11】 実施例2～15の金属ガラス合金薄帯の結晶化開始温度 T_x の組成依存性を示す図である。

【図12】 実施例2～15の金属ガラス合金薄帯の過冷却液体の温度間隔 ΔT_x の組成依存性を示す図である。

【図13】 実施例16～23の金属ガラス合金薄帯のX線回折測定の結果を示す図である。

【図14】 実施例24～32金属ガラス合金薄帯のX線回折測定の結果を示す図である。

【図15】 実施例29の金属ガラス合金薄帯のDSC曲線を示す図である。

【図16】 実施例16～32の金属ガラス合金薄帯のガラス遷移温度 T_g の組成依存性を示す図である。

【図17】 実施例16～32の金属ガラス合金薄帯の結晶化開始温度 T_x の組成依存性を示す図である。

【図18】 実施例16～32の金属ガラス合金薄帯の過冷却液体の温度間隔 ΔT_x の組成依存性を示す図である。

【図19】 $Fe_{56}Co_{7}Ni_{7}Hf_{8}Nb_{2}B_{20}$ なる組成

の実施例37の金属ガラス合金粉末のX線回折測定の結果を示す図である。

【図20】 実施例37の金属ガラス合金粉末のDSC曲線を示す図である。

【図21】 実施例33～36の金属ガラス合金薄帯のガラス遷移温度 T_g の組成依存性を示す図である。

【図22】 実施例33～36の金属ガラス合金薄帯の過冷却液体の温度間隔 ΔT_x の組成依存性を示す図である。

【図23】 実施例38～41及び比較例1の圧粉磁心の振幅透磁率の変化率 ($\Delta \mu'$) の磁界依存性を示す図である。

【図24】 実施例42の圧粉磁心の振幅透磁率の変化率 ($\Delta \mu'$) の磁界依存性を示す図である。

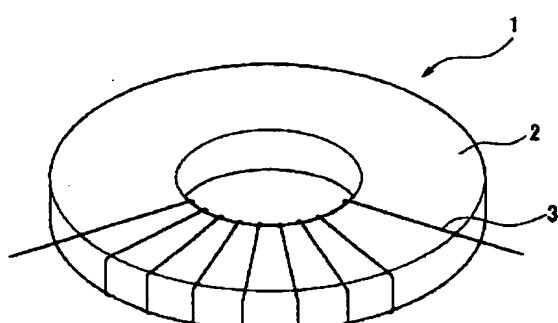
【図25】 実施例38～41及び比較例1の圧粉磁心のコアロス (W) の周波数依存性を示す図である。

【図26】 実施例42及び比較例1の圧粉磁心のコアロス (W) の周波数依存性を示す図である。

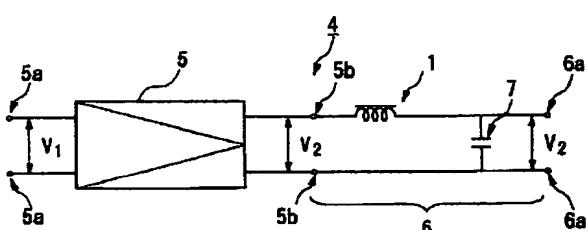
【符号の説明】

- 1 インダクタ
- 2 磁心 (圧粉磁心)
- 3 コイル
- 4 増幅装置
- 5 増幅器
- 6 フィルタ
- 7 コンデンサ

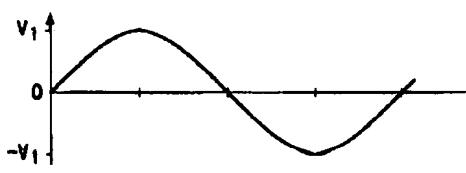
【図1】



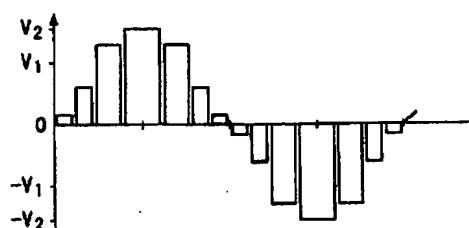
【図2】



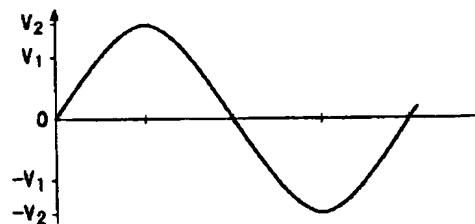
【図3】



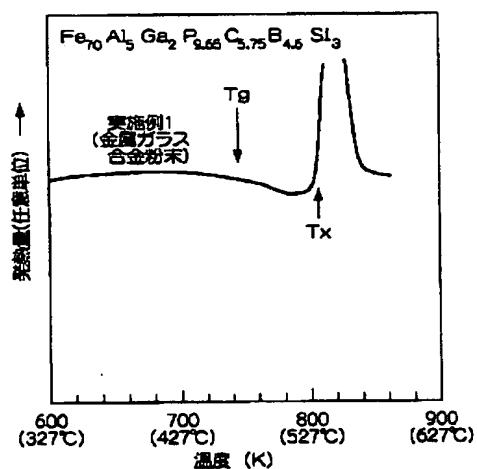
【図4】



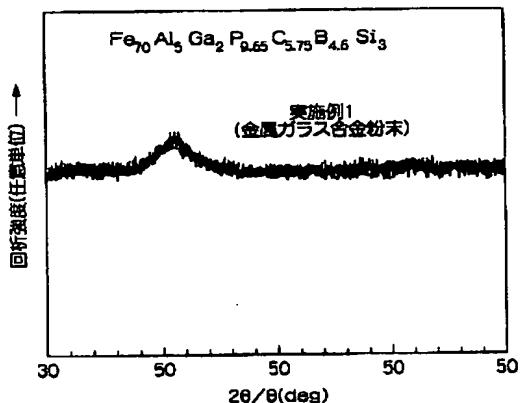
【図5】



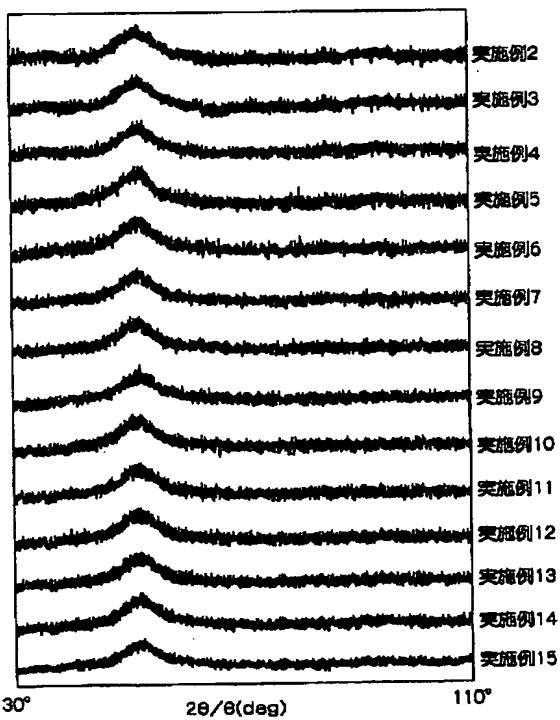
【図7】



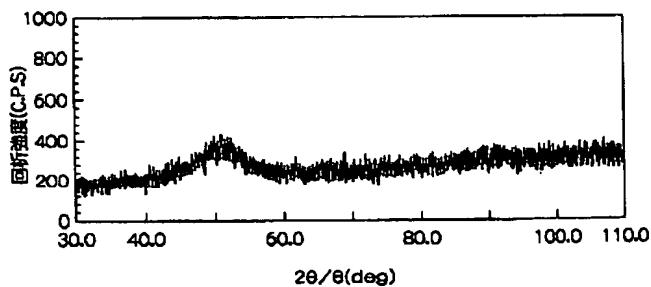
【図6】



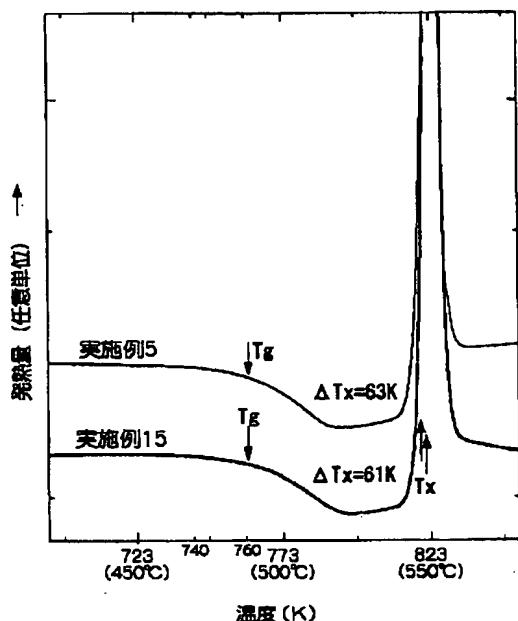
【図8】



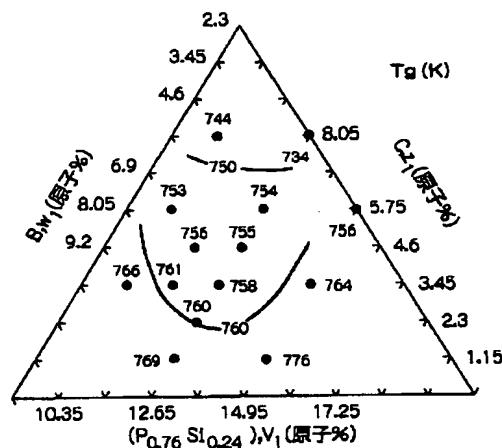
【図19】



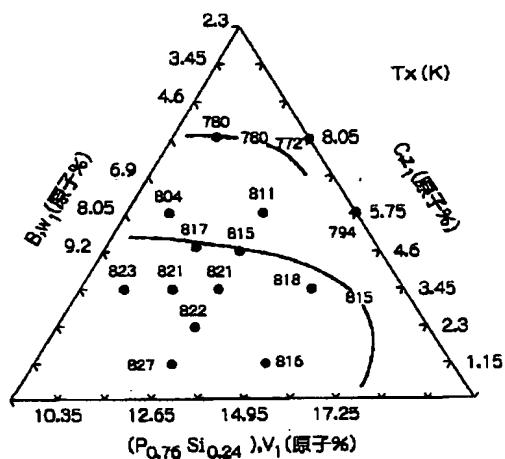
【図9】



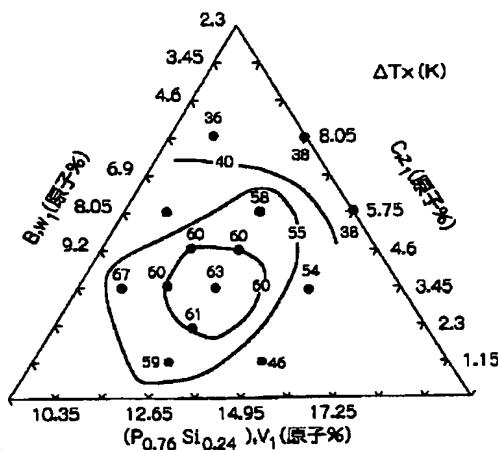
【図10】



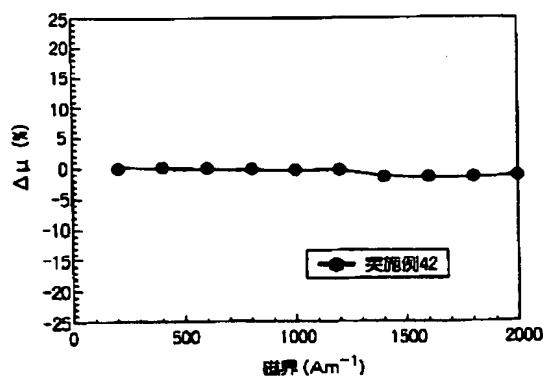
【図11】



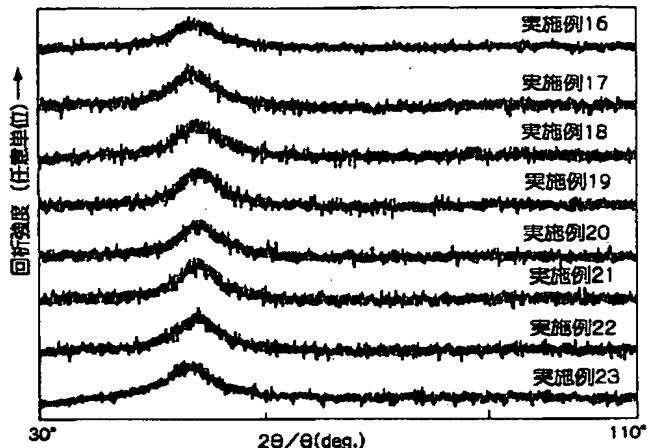
【図12】



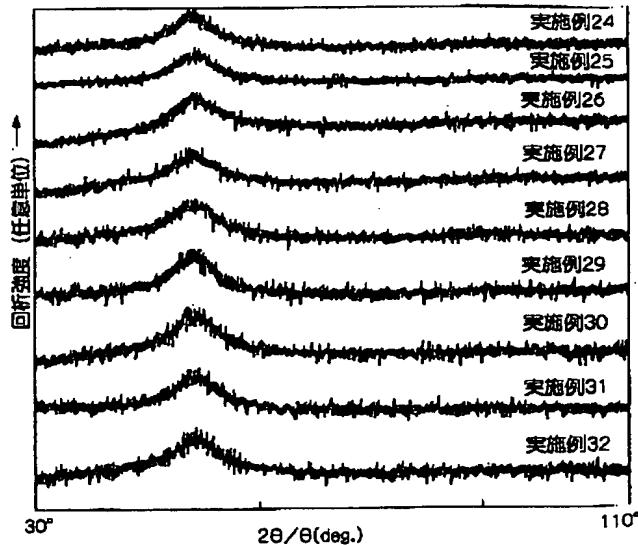
【図24】



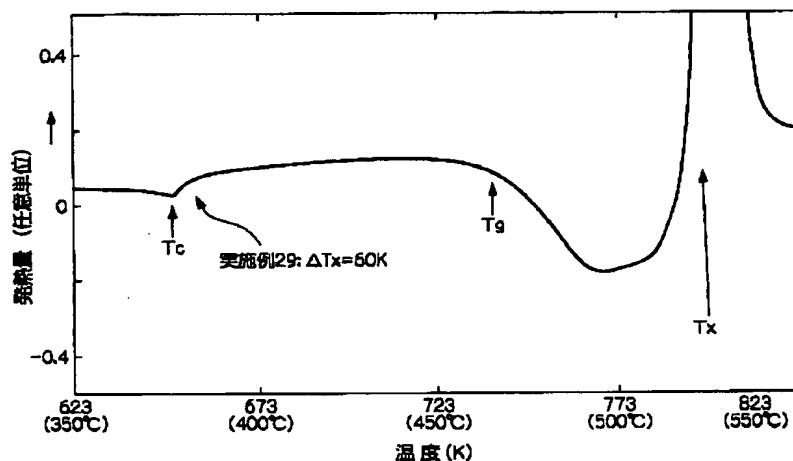
【图 13】



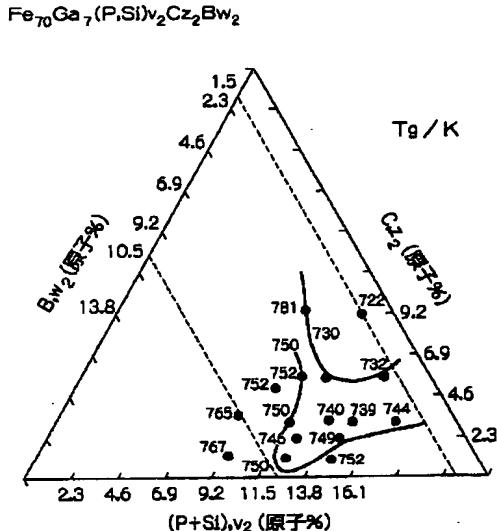
〔図14〕



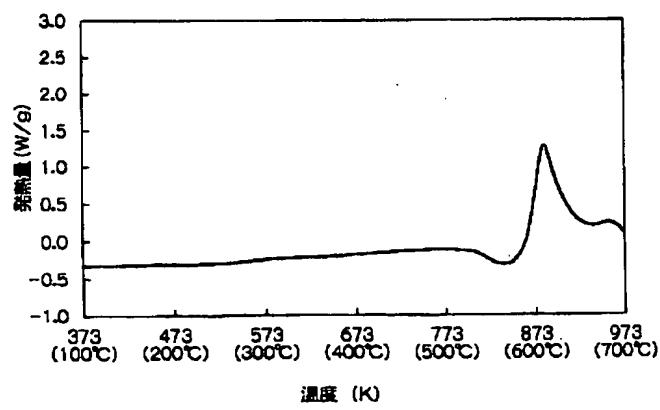
【図15】



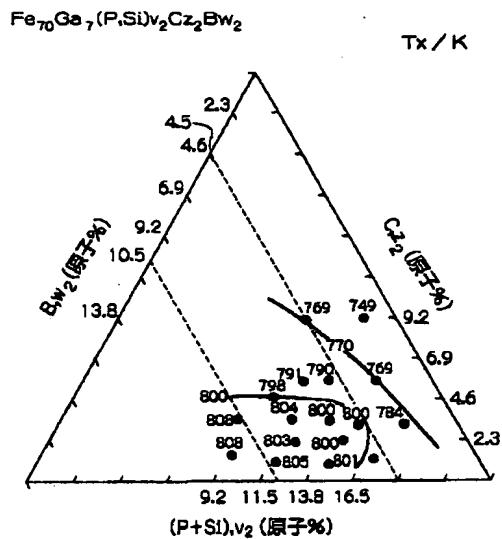
【図16】



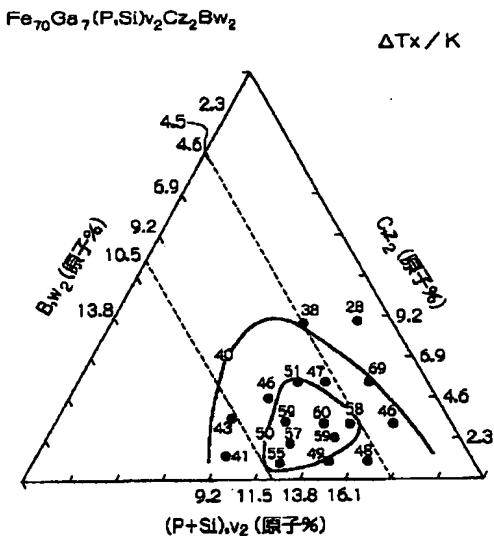
〔图20〕



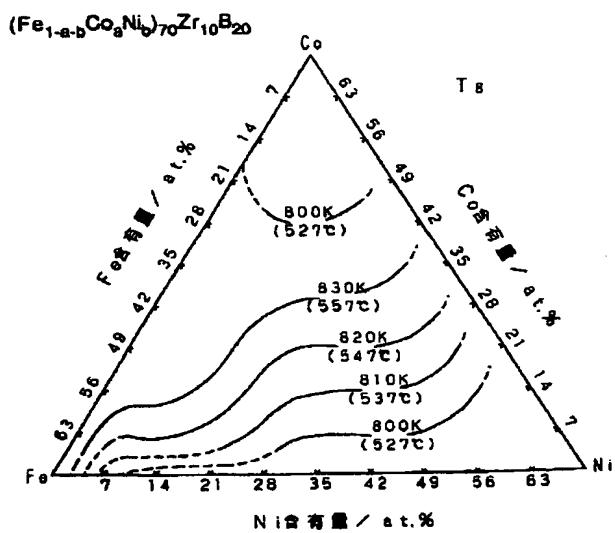
【図17】



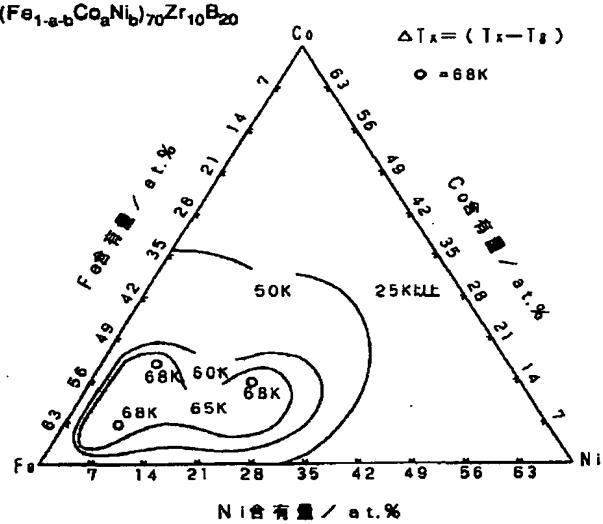
【図18】



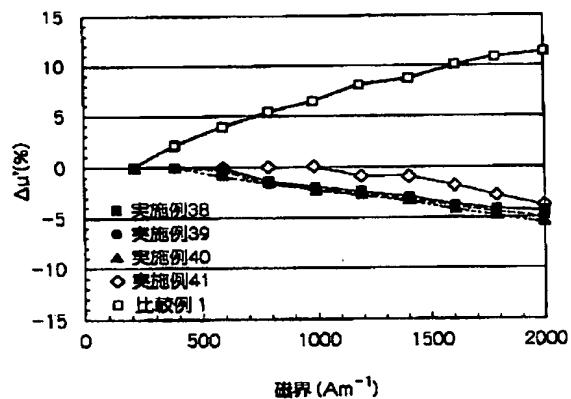
【图21】



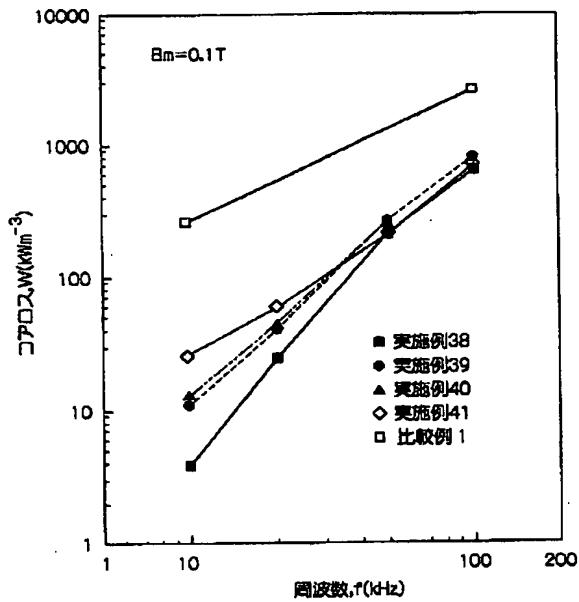
【図22】



【図23】



【図25】



【図26】

